



Evaluation par vibrothermographie de l'endommagement de composites tissés

Gabriele Bai

► To cite this version:

Gabriele Bai. Evaluation par vibrothermographie de l'endommagement de composites tissés. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Bordeaux, 2016. Français. NNT : 2016BORD0055 . tel-01326159

HAL Id: tel-01326159

<https://theses.hal.science/tel-01326159>

Submitted on 3 Jun 2016

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THÈSE PRÉSENTÉE
POUR OBTENIR LE GRADE DE
DOCTEUR DE
L'UNIVERSITÉ DE BORDEAUX

ÉCOLE DOCTORALE : SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGÉNIEUR
SPÉCIALITÉ : MÉCANIQUE

Par Gabriele BAI
Ingénieur du Politecnico di Milano

**ÉVALUATION PAR VIBROTHERMOGRAPHIE
DE L'ENDOMMAGEMENT DE COMPOSITES TISSÉS**

Sous la direction de : Stéphane BASTE

Soutenue le 15 Avril 2016

Membres du jury :

M. BATTAGLIA, Jean-Luc
M. GORNET, Laurent
M. SALAZAR, Agustin
M. LAMBOUL, Benjamin
Mme MEZIANE, Anissa
M. BAILLARD, André

Professeur de l'Université de Bordeaux
Professeur à l'École Centrale de Nantes
Professeur à l'Universidad del País Vasco
Ingénieur chez ONERA
Maître de conférence à l'Université de Bordeaux
Ingénieur chez SAFRAN Aircelle

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Invité
Invité

Titre : Evaluation par vibrothermographie de l'endommagement des composites tissés

Résumé : Ces travaux de thèse visent à l'application de techniques de vibrothermographie pour les matériaux composites tissés. Ces techniques, déjà développées et appliquées aux matériaux métalliques, sont basées sur la détection de l'échauffement généré dans un matériau mis en vibration en conséquence des effets viscoélastiques et des frottements des fissures. Dans la première partie du manuscrit, une technique de type CND est développée pour analyser l'endommagement diffus d'un composite tissé et pour déterminer une relation entre son état d'endommagement et son comportement thermique. Cette partie est aussi importante pour la compréhension des phénomènes qui gouvernent la vibrothermographie grâce à une première estimation des sources thermiques en jeu. Dans la deuxième partie, la vibrothermographie est appliquée à l'étude du comportement en fatigue et pour une estimation d'une limite de fatigue des composites tissés. Cette estimation diffère de l'approche mécanique classique reposant sur l'exploitation des courbes S-N parce qu'elle est effectuée en utilisant un seul échantillon et de manière beaucoup plus rapide. Elle pourra être utilisée pour mieux comprendre l'endommagement en fatigue des matériaux et pour aider les ingénieurs dans le dimensionnement des structures soumises à ce type de sollicitation.

Mots clés : [Vibrothermographie, Endommagement, Fatigue, CND, Composites tissés]

Title: Evaluation by vibrothermography of the damage of woven composites

Abstract: This work aims at applying vibrothermographic techniques to woven composite materials. These techniques, already developed and applied to metallic materials are based on the detection of the heating generated in a vibrating material by viscoelastic effects and friction of the crack surfaces. In the first part of the manuscript an NDT technique is developed to analyse the diffuse damage of a woven composite and to determine a relation between its damage state and its thermal behaviour. This part is important to understand the phenomena that govern vibrothermography with a first estimation of the thermal sources. In the second part, vibrothermography is applied to study the fatigue behaviour and to estimate a fatigue limit of woven composites. This estimation differs from the standard mechanical estimation based on the analysis of the S-N curves because it is carried out on a single, unique sample and over a much shorter duration. It may be used to improve the understanding of the fatigue damage of materials and to help engineers to design structures subjected to this kind of stress.

Keywords : [Vibrothermography, Damage, Fatigue, NDE, Woven composites]

Unité de recherche

DMSC – Département Matériaux et Structures Composites

ETC2 – Elaboration et Techniques de Contrôle des Composites

ONERA, The French Aerospace Lab

29 Avenue de la Division Leclerc, 92320 Châtillon.

Table des matières

| | |
|---|-----------|
| Table des matières | i |
| Nomenclature | v |
| Introduction | 1 |
| Contrôle non-destructif des matériaux composites par vibrothermographie .. | 5 |
| 1.1 Les matériaux composites dans l'industrie | 6 |
| 1.2 Les matériaux composites tissés | 9 |
| 1.3 Le contrôle non-destructif des matériaux composites tissés | 11 |
| 1.4 L'effet vibrothermographique et ses premières applications | 13 |
| 1.5 Choix des paramètres d'essai de la vibrothermographie | 15 |
| Évaluation non-destructive de l'endommagement d'un composite tissé..... | 19 |
| 2.1 Le matériau composite tissé | 20 |
| 2.2 Endommagement du matériau composite par essais de traction | 23 |
| 2.2.1 Les essais de traction..... | 23 |
| 2.2.2 Estimation de la densité de fissuration par analyse d'images de microscopie optique | 26 |
| 2.2.3 Variation du module d'élasticité induit par la microfissuration..... | 29 |
| 2.3 Les essais de vibrothermographie | 30 |
| 2.3.1 L'excitateur | 30 |
| 2.2.3 Montage des éprouvettes | 31 |
| 2.3.3 L'acquisition..... | 32 |
| 2.3.4 Choix de la fréquence d'excitation..... | 34 |
| 2.4 Résultats des essais de vibrothermographie..... | 36 |
| 2.4.1 Analyse des thermogrammes de surface des éprouvettes | 36 |
| 2.4.2 Reproductibilité des résultats | 39 |
| 2.4.3 Relation entre l'état d'endommagement du matériau et la vitesse d'échauffement .. | 39 |
| 2.5 Etude locale de l'échauffement des éprouvettes | 43 |
| 2.5.1 Visualisation de l'échauffement par caméra thermique..... | 43 |
| 2.5.2 Cartographie spatio-temporelle de l'échauffement des éprouvettes | 44 |
| 2.5.3 Profil spatial de l'échauffement et comparaison avec le profil de vibration acquis par vibrométrie Laser..... | 46 |
| 2.5.4 Influence de l'excitateur | 49 |
| 2.5.5 Estimation des sources vibrothermographiques | 51 |

| | |
|---|-------------------|
| 2.6 Caractère prédictif de l'évaluation non-destructive de l'état d'endommagement du composite | 54 |
| 2.6.1 Validation du caractère non-destructif de la vibrothermographie | 54 |
| 2.6.2 Validation de la relation entre la vitesse d'échauffement et la densité de fissuration | 55 |
| <i>Détermination de la limite de fatigue par vibrothermographie</i> | <i>59</i> |
| 3.1- La fatigue des matériaux | 60 |
| 3.1.1 Les essais de fatigue | 60 |
| 3.1.2 La fatigue des matériaux composites..... | 61 |
| 3.1.3 Les essais d'auto-échauffement et l'estimation de la limite de fatigue | 63 |
| 3.2 Le composite tissé carbone/époxy | 66 |
| 3.3 Mise en place des essais d'auto-échauffement et introduction à la procédure d'analyse des données..... | 71 |
| 3.3.1 Matériel et paramètres d'essai | 71 |
| 3.3.2 Prise en compte du gradient thermique entre les mors dans l'estimation de l'échauffement des éprouvettes | 73 |
| 3.3.3 Détermination des courbes d'auto-échauffement | 75 |
| 3.3.4 Estimation de la rupture de pente | 77 |
| 3.4 Identification de la limite de fatigue | 80 |
| 3.5 Influence de propriétés du matériau et de la fréquence des cycles sur l'évaluation de la rupture de pente..... | 86 |
| 3.5.1 Influence de l'épaisseur..... | 86 |
| 3.5.2 Influence de l'orientation chaîne/trame | 89 |
| 3.5.3 Influence de la fréquence d'excitation..... | 91 |
| 3.5.4 Synthèse sur l'influence des paramètres | 94 |
| 3.6 Analyse des relevés de l'émission acoustique et des boucles d'hystérésis | 97 |
| 3.6.1 Relevés de l'émission acoustique..... | 97 |
| 3.6.2 Estimation de l'énergie mécanique et de la dissipation thermique | 99 |
| Conclusion | 108 |
| <i>Conclusion générale</i> | <i>111</i> |
| <i>Références</i> | <i>115</i> |
| <i>Table des figures</i> | <i>121</i> |
| <i>Liste des tableaux.....</i> | <i>127</i> |

Remerciements

Il n'y a pas assez de place pour remercier toutes les personnes qui m'ont aidé pendant ces trois ans de thèse, donc désolé si j'oublie quelqu'un.

Mon premier merci est pour Stéphane Baste, qui a accepté un italien comme moi dans son équipe. Pour moi est un honneur avoir travaillé avec Vous. Merci pour Vos conseils toujours très précieux.

Le deuxième remerciement est pour Benjamin et Jean-Michel. Je sais que des fois ce n'était pas facile, mais je pense que c'est normal passer des moments un peu difficiles pendant une thèse. J'ai toujours apprécié le support que vous m'avez toujours donné. Après trois ans je peux affirmer que vous m'avez appris le métier d'ingénieur-chercheur, merci beaucoup...

Merci infiniment à Pascal et à Jean-François. Vous m'avez accepté à l'ONERA et permis d'intégrer une équipe fantastique.

A propos de l'équipe, la liste des personnes à remercier est presque infinie. Merci à Anne, Pascal et David pour l'aide dans la réalisation des essais mécaniques. Merci à Françoise, maintenant je peux affirmer d'avoir trouvé une deuxième mère. Merci à Philippe pour ton côté espagnol. Grace à toi l'Italie était moins loin. Merci à Patrick pour les longues discussions sur les films et le cinéma en général. Merci à Camille, tu es arrivée à la moitié de ma thèse, mais j'ai trouvé tout de suite une amie. Merci à Romain, le chapitre 2 existe grâce à toi et à tes plaques.

Merci beaucoup aux autres membres de l'équipe, du département et de l'ONERA. Je préfère de ne pas citer singulièrement chaque un entre vous. Vous êtes tous dans mon cœur.

Grazie alla mia famiglia, a mia madre, a moi padre e a moi fratello Andrea. Grazie per tutto il supporto che mi date costantemente. Spero di non avervi mai deluso e di non farlo mai.

Grazie a Francesca. Sei la cosa più bella e importante che mi sia capitata. Senza di te non sarei mai arrivato alla fine.

L'ultima persona da ringraziare è me stesso medesimo perché alla fine, se sono arrivato fin qua, un pochino é anche merito mio, no?

Nomenclature

| Symbole | | Unité | Equation |
|--------------------|--------------------------------------|--------------------------------|----------|
| A | Aire de la boucle d'hystérésis | Jm^{-3} | 3.13 |
| C_p | Capacité thermique massique | $\text{Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$ | 2.5 |
| err | Coefficient de détermination | - | 3.8 |
| ϕ | Coefficient de frottement | - | 1.1 |
| h | Coefficient de transfert thermique | $\text{Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ | 3.11 |
| k | Conductivité thermique | $\text{Wm}^{-1}\text{K}^{-1}$ | 2.13 |
| σ | Contrainte | Pa | 1.2 |
| σ_{MAX} | Contrainte maximale | Pa | 3.1 |
| σ_{MIN} | Contrainte minimale | Pa | 3.1 |
| σ_m | Contrainte moyenne | Pa | 3.1 |
| ε^{an} | Déformation anélastique | - | 3.12 |
| ε^e | Déformation élastique | - | 3.12 |
| ε^t | Déformation totale | - | 3.12 |
| β | Densité de fissures | m^{-1} | 2.1 |
| z | Déplacement | m | 1.2 |
| DS_T | Déviation standard de la température | K | 2.4 |
| α | Diffusivité thermique | m^2s^{-1} | 2.9 |
| θ | Echauffement | K | 3.2 |
| θ_F | Echauffement final | K | 3.5 |
| Π | Energie mécanique | $\text{Jm}^{-3}\text{s}^{-1}$ | 3.14 |
| e | Epaisseur de l'éprouvette | m | 1.2 |
| u | Fonction créneau | - | 1.1 |
| N | Force normale | N | 1.1 |
| f_C | Fréquence du cycle | Hz | 3.1 |
| σ_{LIM} | Limite de fatigue | Pa | 3.10 |

| | | | |
|------------------|--|--------------------|------|
| L | Longueur éprouvette | m | 1.2 |
| L_F^{eq} | Longueur équivalente de fissuration | m | 2.1 |
| μ | Masse spécifique linéaire | kgm ⁻¹ | 2.3 |
| ρ | Masse volumique | kgm ⁻³ | 2.5 |
| E | Module de Young | Pa | 1.2 |
| E^D | Module de Young du matériau endommagé | Pa | 3.12 |
| I | Moment quadratique | m ⁴ | 2.3 |
| κ | Nombre d'onde | m ⁻¹ | 1.2 |
| Δx | Pas de discrétisation spatiale | m | 2.10 |
| Δt | Pas de discrétisation temporelle | s | 2.10 |
| T_C | Période du cycle | s | 3.1 |
| P | Puissance thermique | W | 1.1 |
| ω_n | Pulsation propre d'ordre n | Rads ⁻¹ | 2.3 |
| R | Rapport de charge | - | 3.1 |
| S | Surface de l'éprouvette | m ² | 3.11 |
| T | Température | K | 2.4 |
| T_E | Température au point d'excitation | K | 2.8 |
| T_∞ | Température d'équilibre | K | 2.8 |
| T_b | Température du mors du bas | K | 3.2 |
| T_h | Température du mors du haut | K | 3.2 |
| t | Temps | s | 2.5 |
| τ | Temps caractéristique | s | 3.3 |
| q_{SAIN} | Terme source du matériau sain | Wm ⁻³ | 2.5 |
| q_{ENDO} | Terme source liée à l'endommagement | Wm ⁻³ | 2.5 |
| q_S | Terme source liée à l'excitateur | Wm ⁻³ | 2.8 |
| q_{VISCO} | Terme source liée à la viscoélasticité | Wm ⁻³ | 2.5 |
| $\dot{\Delta T}$ | Vitesse d'échauffement | Ks ⁻¹ | 2.6 |
| $\dot{\theta}_0$ | Vitesse d'échauffement initiale | Ks ⁻¹ | 3.7 |
| v | Vitesse de frottement | ms ⁻¹ | 1.1 |
| V | Volume de l'éprouvette | m ³ | 3.11 |

Introduction

Le problème principal posé par tout aéronef depuis le début de l'aviation est que, avant d'emporter une charge quelconque, il doit d'abord soulever son propre poids et celui de son carburant. Aujourd'hui, les constructeurs conçoivent des avions dont la charge utile est égale, et même supérieure, à leur masse à vide. Pour parvenir à ce résultat, l'industrie aéronautique utilise les matériaux les plus légers et les plus résistants qui soient. La généralisation des composites pour fabriquer des structures aéronautiques est comparable à ce qui avait été celle de la construction métallique. Elle pose exactement les mêmes problèmes que le passage du bois au métal, qui dura plus de 20 ans, et plus d'une décennie encore avant que l'on découvre le phénomène de la fatigue des matériaux métalliques.

Les composites à fibres de carbone offrent, aujourd'hui, le plus intéressant rapport entre les performances et le poids. L'absence de corrosion et leur résistance à la fatigue vont augmenter le potentiel des cellules. Une très grande dissipation d'énergie leur confère une résistance remarquable aux chocs violents, démontrée par la protection offerte par la coque en fibres de carbone des Formules 1 lors d'accidents spectaculaires à grande vitesse. Le cas des chocs légers, fréquents sur un avion au sol inquiète davantage. Les composites à base de carbone y résistent mal, sans toujours le faire apparaître. Un choc léger suffit à provoquer un délaminage (séparation des couches de fibres) sans laisser de trace d'impact visible. Mais le délaminage est bien connu, les méthodes de réparations et d'inspections non-destructives, par ultrasons par exemple, existent. Une voie prometteuse pour prévenir le risque du délaminage provoqué par l'accumulation en couches des nappes de fibres parallèles est le tissage du renfort fibreux.

Une nouvelle génération de composites « tissés » suscite l'intérêt grandissant de l'industrie aéronautique. Les fibres y sont rassemblées en torons qui sont tissés selon des configurations variées. Offrant une meilleure tenue à l'impact en réduisant le délaminage, les composites tissés permettent la réalisation de pièces structurales de formes complexes en un nombre d'opérations limité réduisant ainsi les coûts de fabrication [Mouritz et al., 1999]. Les torons peuvent être tissés avec des géométries différentes, en les disposant selon les directions privilégiées des efforts en une préforme qui, après infiltration d'une résine, constitue la pièce finale.

Naturellement, les composites tissés ne peuvent présenter que des avantages. Leur complexité géométrique et leur structure multi-échelle : la fibre, le toron, le tissu ..., induisent de multiples

mécanismes de dégradation. L'endommagement des composites tissés est donc, bien souvent plus complexe et varié que celui des composites stratifiés. Plusieurs modes d'endommagement sont à prendre en compte pour décrire leur comportement : les microfissures transverses intra-toron, les décohésions fibres/matrice et inter-torons, ...

La structure fortement hétérogène et la multiplicité des mécanismes de dégradation des composites tissés rendent délicats, voire même impossibles, leur contrôle ou leur évaluation non destructifs. En particulier, il est souvent délicat de distinguer un mode d'endommagement d'un toron. Le mode de détérioration fondamental d'un composite tissé, la microfissuration généralisée, multiple et diffuse n'est, en général, pas détectée par les méthodes classiques [Djordjevic et Boro, 2009].

Une solution serait d'utiliser une méthode qui détecterait « l'activité » des microfissures. C'est le cas, en particulier, de la vibrothermographie. Son principe de base est la détection de l'échauffement dû à la dissipation sous forme de chaleur par des défauts d'une partie de l'énergie mécanique d'une pièce de matériau soumise à une sollicitation vibratoire [Reifsnider et al., 1980]. La friction des surfaces des défauts est l'une des trois contributions [Renshaw et al., 2011-1] à la génération de chaleur avec la plasticité et la viscosité, non négligeable dans le comportement des composites à matrice organique. La vibrothermographie, initialement développée pour les matériaux métalliques dans les années 80, a montré une grande efficacité pour la détection des macro-défauts, les délaminages en particulier, des composites à matrice organique.

L'objectif de ces travaux est de montrer les potentialités de la vibrothermographie pour l'évaluation non-destructive de l'endommagement généralisé, caractéristique des composites tissés en quantifiant la part de l'échauffement due à la friction des surfaces des microfissures diffuses.

Le **premier chapitre** est une illustration de la place toujours plus importante que prennent les matériaux composites dans l'industrie et, en particulier, celle des composites tissés due à leurs propriétés remarquables de tolérance aux dommages et de leur potentialité dans la fabrication de formes complexes. La notion essentielle en aéronautique de fiabilité implique le développement de méthodes de contrôle non-destructif adaptées à ces matériaux. La complexité de la structure fortement hétérogène des matériaux composites tissés représente un défi pour leur contrôle non-destructif. Les méthodes traditionnelles se révèlent souvent inappropriées et inadaptées lorsqu'elles sont appliquées à un matériau anisotrope hétérogène [Djordjevic et Boro, 2009]. Si des techniques actuelles, telles que la thermographie active ou l'auscultation par ultrasons, donnent satisfaction dans le cas des composites stratifiés, elles se révèlent souvent inefficaces pour l'évaluation de l'endommagement généralisé des composites tissés. Les principes de base de la vibrothermographie et ses applications au contrôle non destructif des matériaux sont ensuite introduits en insistant sur la nature des sources vibrothermographiques qui entrent en jeu pendant l'échauffement du matériau et sur le choix des paramètres expérimentaux d'un essai de vibrothermographie.

Le **deuxième chapitre** est consacré au développement d'une technique d'évaluation non-destructive à « haute fréquence » (quelques kHz) afin d'analyser le comportement d'un matériau composite tissé endommagé. A la différence de la plupart des études classiques, qui visent à détecter les macro-fissures (avec une longueur caractéristique de quelques centimètres) typiques des matériaux composites stratifiés, la méthode doit permettre d'évaluer un état d'endommagement

diffus et homogène, *i.e.*, une densité de microfissures, caractéristique des composites tissés et donc, d'un endommagement de fatigue.

Des essais mécaniques de traction sont réalisés pour endommager de manière contrôlée un matériau composite tissé et la densité des microfissures est estimée par analyse d'images de microscopie optique.

Deux paramètres d'essai de vibrothermographie sont particulièrement pris en considération ; la fréquence d'excitation et le montage des éprouvettes. La fréquence d'excitation joue un rôle essentiel puisque c'est autour d'une fréquence propre que l'on maximise la réponse thermique du matériau [Hosten et al., 2012]. La position des défauts vis-à-vis du mode d'excitation est importante, lorsque la vibration est nulle à un nœud vibratoire, l'échauffement localisé est presque nul [Mabrouki et al., 2009]. Le système de montage peut inclure un matériau absorbant entre éprouvette et fixation afin de réduire la dispersion de la vibration et un couplant entre éprouvette et exciteur est souvent nécessaire pour maximiser l'échauffement détectable [Shepard et al., 2004].

L'utilisation du régime modal d'échantillons de faible épaisseur permet d'exciter une des premières fréquences propres (autour du kHz). Une caméra infrarouge enregistre la température superficielle du matériau pour en estimer l'échauffement global. La comparaison des courbes d'échauffement entre les éprouvettes endommagées et une éprouvette saine de référence quantifie l'effet de l'endommagement sur les propriétés d'échauffement du matériau sous sollicitation vibratoire. Le lien avec le comportement mécanique est réalisé par l'estimation d'une relation entre le paramètre qui définit l'état d'endommagement et le paramètre définissant le comportement thermique identifié.

Cette corrélation faite, une étude locale du matériau est proposée afin de bien comprendre les phénomènes qui sont à l'origine de cet échauffement. L'analyse locale de l'échauffement du matériau sous sollicitation vibratoire est menée à partir du profil spatial de vibration acquis par un vibromètre Laser. Une estimation des sources de chaleur qui participent à l'échauffement est réalisée par quelques modèles thermiques simples. Enfin, le caractère prédictif de la technique est confirmé par la mesure d'un état d'endommagement inconnu et le caractère non-destructif de la technique est validé.

Dans le **troisième chapitre**, la vibrothermographie est appliquée au suivi d'essais mécaniques de fatigue interrompue à « basse fréquence ». L'objectif n'est plus d'avoir une technique de contrôle non-destructif, au sens classique du terme, mais d'avoir une méthodologie basée toujours sur l'effet vibrothermographique qui permet d'étudier l'endommagement pendant sa formation et sa propagation. En particulier, on se focalisera sur l'analyse d'un endommagement de type multi-fissuration diffuse et généralisée, typiquement observé lors d'essais de fatigue.

La fatigue des matériaux est définie comme l'endommagement structurel progressif qui se produit lorsqu'un matériau est soumis à des charges cycliques. Le matériau peut arriver à la rupture même si la contrainte d'excitation est inférieure à sa limite de contrainte statique limite en traction. La valeur de contrainte en dessous de laquelle la probabilité de rupture est presque nulle, même pour un nombre infini de cycles de chargement, est nommée limite de fatigue (ou limite d'endurance) [Norman, 1993]. Expérimentalement, la limite de fatigue d'un matériau est estimée en effectuant

plusieurs essais de fatigue avec un nombre très élevé de cycles, en utilisant des échantillons normalisés. Chaque échantillon est chargé périodiquement autour d'une valeur de chargement constante (différente pour chaque échantillon) afin de déterminer le nombre de cycles jusqu'à la rupture. Les résultats sont ensuite présentés dans un graphique, appelé $S-N$, qui représente l'évolution du nombre de cycles nécessaires N pour arriver à la rupture en fonction de la contrainte d'excitation S . Théoriquement, l'asymptote horizontale de la courbe représente la limite de fatigue du matériau [Ellying, 1997].

Comme on peut l'imaginer, cette stratégie se révèle coûteuse en termes de nombre d'échantillons à tester (chaque point de la courbe représente une éprouvette), et en termes de temps d'essais (il faut rappeler qu'un essai de fatigue classique peut prendre quelques centaines d'heures). Afin de trouver une solution à ce problème, [Luong, 1998], [Krapez et al., 2000] et [La Rosa et Risitano, 2000] ont proposé une méthode basée sur l'analyse de l'auto-échauffement des matériaux pour déterminer la limite d'endurance moyenne. Un essai d'auto-échauffement consiste à effectuer plusieurs paliers de chargement pendant lesquels l'échantillon est soumis à un nombre réduit de cycles de fatigue (de l'ordre de quelques milliers), pour des valeurs croissantes de contrainte, et de suivre l'évolution de sa température jusqu'à obtenir un équilibre thermique. Il est généralement observé que, après un certain niveau de chargement, très proche de la limite d'endurance du matériau, la température stabilisée de l'échantillon augmente de manière significative, ce qui est dû à la création et à la propagation des défauts dans le matériau. Cette valeur de contrainte est une première estimation de la limite de fatigue, ou, tout du moins, elle fournit des informations à prendre en compte dans le dimensionnement en fatigue des structures en composites. Le principal avantage de cette approche est évidemment, le gain de temps qu'il induit. En effet, non seulement le nombre de cycles dynamiques est considérablement réduit, mais aussi l'ensemble de la campagne expérimentale est simplifié puisqu'elle ne nécessite plus qu'un seul échantillon.

La pertinence de la méthode d'essais d'auto-échauffement est étudiée dans le cas d'un matériau composite tissé de fibres de carbone à matrice époxy. L'auto-échauffement est corrélé à la contrainte d'excitation qui indique le début de la dégradation des performances du matériau en fatigue. L'estimation est basée sur l'identification d'une variation dans son comportement thermique détectable par un changement de pente des courbes d'auto-échauffement qui lient l'échauffement à la contrainte d'excitation.

Pour vérifier la robustesse de cette procédure d'identification, l'influence de différents paramètres sur l'estimation de la rupture de pente est considérée, l'épaisseur de l'éprouvette, l'orientation chaîne/trame du tissu ou la fréquence d'excitation. Enfin, une analyse est menée des données de l'émission acoustique et des boucles d'hystérésis pour estimer l'énergie dissipée par frottement aux interfaces et la comparer à la dissipation thermique mesurée.

Cela conduit à une méthode d'estimation rapide de la limite de fatigue à partir, non seulement de la température stabilisée, mais également de la vitesse d'échauffement initiale de l'échantillon de composite tissé.

Chapitre 1

Contrôle non-destructif des matériaux composites par vibrothermographie

Ce chapitre est une introduction sur l'utilisation toujours plus fréquente des matériaux composites dans l'industrie et, plus spécifiquement, celle des composites tissés pour l'élaboration de pièces structurales.

L'état de l'art, les principes de base de la vibrothermographie et ses applications au contrôle non-destructif des matériaux composites sont ensuite exposés.

1.1 Les matériaux composites dans l'industrie

Dans l'industrie aéronautique, l'utilisation des matériaux composites devient courante. Cette large diffusion est due à la possibilité de combiner des caractéristiques mécaniques élevées, comparables à celles des matériaux métalliques, à la légèreté remarquable des composites. Les exemples plus frappants en sont le Boeing 787 et l'Airbus A350. Ces deux long-courriers présentent un pourcentage en poids de matériaux composites utilisés dans la construction qui atteint les 50% (figure 1.1). L'énorme succès de cette famille de matériaux s'explique par le fait que les composites combinent une densité relativement faible de la matrice avec la résistance des fibres de renfort, pour atteindre des rapports très favorables entre rigidité et masse volumique. Dans l'aviation, la réduction de poids se traduit par une économie notable sur la consommation de carburant qui induit une baisse des coûts d'exploitation et une réduction des émissions polluantes. Une caractéristique très particulière des matériaux composites est la possibilité d'obtenir des propriétés mécaniques spécifiques, en orientant de façon appropriée les fibres de renfort. L'anisotropie du matériau peut être exploitée afin de réaliser des structures aptes à limiter les effets aéroélastiques, tels que l'instabilité des ailes, ou de contrôler la fréquence de vibration critique dans les pales de rotor d'un hélicoptère.

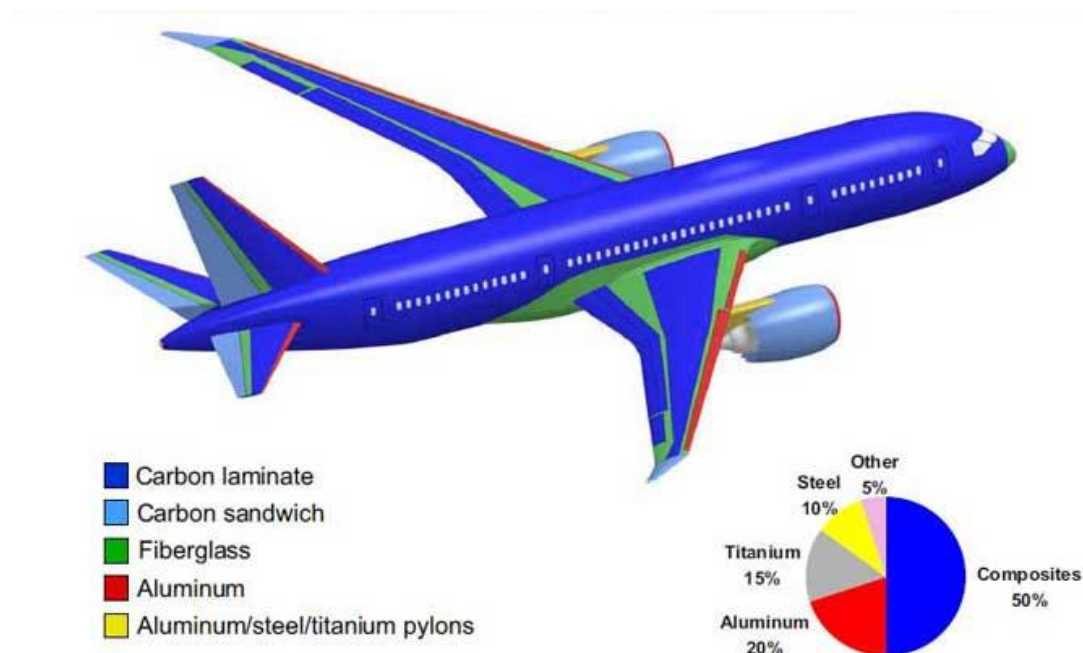


Figure 1.1 - Parties en composite du Boeing 787 (source : Boeing)

Cependant, l'utilisation des matériaux composites sur une grande échelle étant un événement relativement récent, les connaissances et l'expérience sur les méthodes de conception, les techniques de production et les procédures de contrôle sont forcément plus limitées que celles acquises sur les matériaux métalliques. L'hétérogénéité et l'anisotropie typiques des composites induisent un

comportement mécanique beaucoup moins simple que celui d'un matériau homogène isotrope. La complexité de la structure se traduit par de multiples modes de détérioration se produisant à plusieurs échelles ; la microfissuration de la matrice ou les ruptures locales de fibres à l'échelle microscopique et, au niveau macroscopique, les délaminages qui restent très dangereux en amenant à une rupture brutale.

Les premières applications des composites sont, naturellement, à rechercher dans le domaine de l'aviation militaire, qui reste encore aujourd'hui le secteur principal de leur développement. Dès 1969, le Grumman F-14 Tomcat utilisait des pièces non structurales en résine époxy renforcée de fibres de bore. Les années 70 ont vu le début de l'utilisation massive des fibres de carbone pour les pièces de revêtement des avions militaires. Depuis, de nombreuses pièces, telles que les portes de soute, l'empennage, les ailes et même tout le fuselage sont fabriquées entièrement en composites renforcés par des fibres de carbone. Le bombardier furtif Northrop Grumman B-2 Spirit utilise largement ces composites comme revêtement extérieur. Ces fibres de carbone, combinées à l'utilisation de revêtements spéciaux et de dispositifs furtifs spécifiques, ont la capacité de réduire les réflexions des ondes radar et le rayonnement de chaleur de cet avion.

Dans le transport civil, l'utilisation massive de composites remonte aux années 80, d'abord sur des petits avions, comme le LearAvia Lear Fan 2100 (1983), mais également sur des avions de plus grande taille de transport de passagers. L'Airbus A310 (1987) a introduit une grande proportion de matériaux composites pour remplacer des alliages d'aluminium et de titane traditionnels. Deux décennies plus tard, dans le déjà célèbre Boeing 787, *i.e.*, « *l'avion tout-composite* », le gouvernail, les stabilisateurs horizontaux et verticaux, les spoilers et surtout le fuselage entier sont construits en matériaux composites (figure 1.1).

Dans les hélicoptères, l'utilisation des matériaux composites est en plein développement. On les retrouve dans les pales des rotors. Avec les composites, il devient possible de réaliser des profils variables avec un coût raisonnable et une facilité que n'offrent pas des pales en aluminium, limitées par leurs procédés de fabrication tels que l'extrusion. Le NHIndustrie NH90 possède un fuselage en composites particulièrement résistant au crash et à la corrosion, ce qui constitue un avantage décisif pour sa version embarquée.

L'utilisation intensive de matériaux composites dans le domaine aéronautique est, donc, due à des rapports élevés entre les propriétés mécaniques et le poids, qui permettent de maximiser la charge utile de l'aéronef, d'avoir des résistances élevées à la fatigue et à la corrosion, et la réduction du nombre d'éléments pour la réalisation de pièces structurales et les assemblages. Le coût élevé, surtout pour les fibres de carbone, reste un point négatif limitant encore la diffusion des composites. Les fibres de carbones étant conductrices de l'électricité, elles sont sujettes aux dommages causés par la foudre et ont tendance à engendrer de la corrosion galvanique dans les jonctions avec les matériaux métalliques. Le dimensionnement des structures composites est également pénalisant. La méconnaissance de leur comportement se traduit par un surdimensionnement diminuant le gain de poids que l'on peut attendre des composites.

Dans le secteur spatial, la réduction du poids étant encore plus cruciale, les composites s'y sont généralisés. De nombreuses pièces de la navette spatiale Space Shuttle de Boeing/Rockwell sont en composites ; la porte de soute, la structure de soutien du fuselage, le bras manipulateur, ... (figure 1.2). Dans l'espace, les variations de températures sont très élevées. Un aspect particulier des applications spatiales est la nécessité d'une stabilité dimensionnelle aux sollicitations thermiques. Pour des systèmes tels que des supports d'antennes, des lentilles ou bien des panneaux solaires, des petits désalignements causent des dysfonctionnements graves. Cette stabilité thermique demande un coefficient de dilatation thermique très faible que l'on peut obtenir en combinant de façon appropriée les couches qui forment les composites. Ainsi, les composites remplacent de manière très avantageuse des alliages spéciaux, l'Invar, par exemple, qui présentent des rapports rigidité / masse volumique beaucoup plus défavorables.

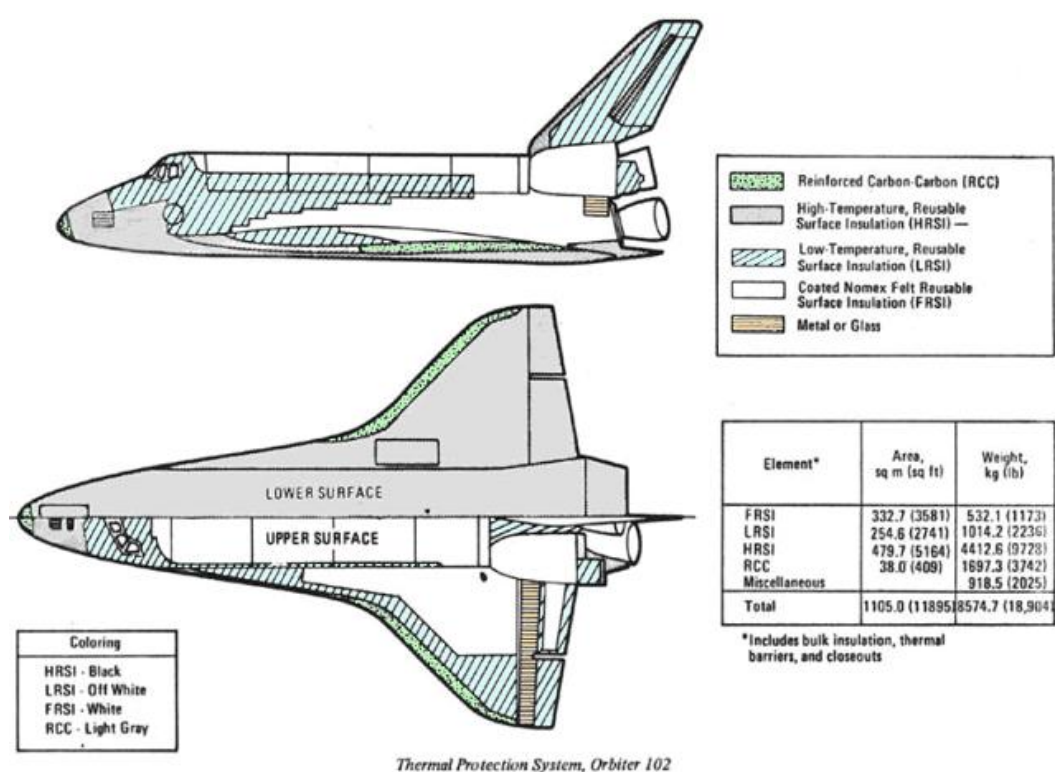


Figure 1.2 - Parties en composites du TCS du Space Shuttle (source : NASA)

L'utilisation des composites dans l'industrie automobile reste encore très limitée. La réduction du poids, bien que souhaitable, n'a pas une influence majeure sur la réduction de la consommation de carburant. Seuls les composites renforcés par des fibres de verre y sont largement employés en raison de leur coût raisonnable. Les composites en fibres de carbone trouvent une application dans les voitures de compétition. Ils offrent la rigidité, demandée par la performance, du châssis et des suspensions. Ils assurent, en Formule 1, la sécurité du pilote, avec des coques entièrement fabriquées en fibres de carbone. Dans les voitures civiles à haute performance, des panneaux en fibre de carbone sont là, en fait, à des fins purement esthétiques ou commerciales. La BMW M6, par exemple, possède

une partie de son toit en composite, ce qui est censé limiter son poids et légèrement baisser son centre de gravité. De même, la Chevrolet Corvette Z6 exhibe un capot moteur entièrement en composite qui donnerait une meilleure répartition longitudinale du poids. Enfin, Mercedes utilise un arbre de transmission en composite à fibres de carbone pour sa sportive haut-de-gamme, la SLS.

1.2 Les matériaux composites tissés

Bénéficiant du savoir-faire de l'industrie textile, les matériaux composites tissés offrent de nombreux avantages. Le tissage des fibres conduit à une tolérance aux dommages augmentée et à de meilleures propriétés mécaniques [Lomov et al., 2001], [Wang et al., 2008]. En tissant les fibres selon des directions variées bien définies, on obtient des pièces de géométrie complexe [Mouritz et al., 1999] formant des structures optimisées selon la fonction et les performances souhaitées par les ingénieurs [Wu, 2009]. Ces pièces structurales, adaptées aux sollicitations qu'elles subissent, sont réalisées d'un seul bloc, sans joint ni collage, avec une réduction notable des coûts d'assemblage [Brent et al., 1997]. Il est même possible de réaliser des renforts 3D, par un tissage en trois dimensions, qui offrent aux matériaux une meilleure tenue aux sollicitations hors-plan [Cox et al., 1996] et une tolérance aux impacts encore plus remarquable [Pearson et al., 2007] grâce à une propagation limitée des fissures [Baucom et Zikry, 2005] qui demande une énergie d'impact plus élevée, 60% de plus par rapport aux stratifiés selon Chou et al. [1992].

Les composites tissés se caractérisent par leurs deux directions de renforts ; le sens « chaîne » et le sens « trame » qui définissent la géométrie élémentaire du tissu. Ils sont classés en fonction de la géométrie des renforts tissés, *i.e.*, le nom du tissu ; taffetas, sergé de 2 ou satin de 5, figure 1.3. Les tissés 3D présentent une troisième direction de tissage, un toron, renfort suivant l'épaisseur.

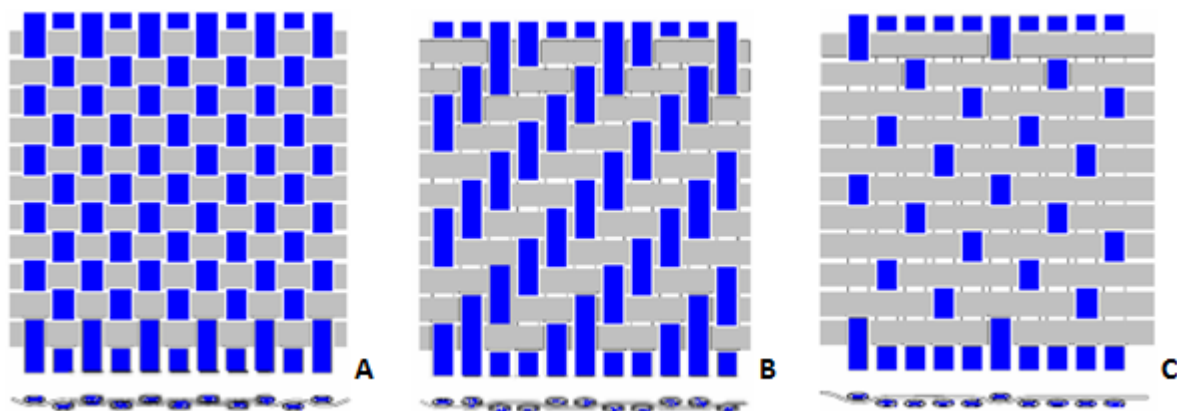


Figure 1.3 - Exemples de tissages ; (a) taffetas, (b) sergé de 2 et (c) satin de 5.

Les matériaux composites tissés, comme les autres familles de composites, sont classés suivant le tissage du renfort, mais aussi, suivant la fibre et la matrice qui les constituent. La résine utilisée pour la densification du renfort fibreux définit trois grandes classes ; les composites à matrice organique (CMO), les composites à matrice céramique (CMC) et les composites à matrice métallique (CMM).

Les matrices polymères constituant des CMO sont subdivisées en deux groupes : les résines thermodurcissables et les résines thermoplastiques qui se différencient par leur nature chimique, leurs propriétés mécaniques, leur utilisation et leur conservation. Les résines thermodurcissables sont formées d'un réseau polymère 3D constitué de liaisons covalentes irréversibles entre les molécules. Les thermoplastiques sont constituées d'un réseau amorphe, ou, dans certain cas, formé par des liaisons hydrogènes de type Van der Waals, ce qui les rend réversibles, c'est-à-dire que, à haute température, les liaisons entre les molécules peuvent être rompues et donner une forme nouvelle au matériau. Les thermodurcissables possèdent une rigidité plus élevée mais une résistance inférieure à celles des thermoplastiques. Les thermodurcissables se présentent sous forme visqueuse à température ambiante. Elles peuvent donc être injectées ou infusées. Alors que les thermoplastiques sont dans un état solide et il faut les préchauffer dans un procédé de fabrication. De plus, les composites à matrice thermoplastique subissent, lors du refroidissement, un rétreint de la matrice qui génère des contraintes internes dans le matériau. Par contre, les résines thermoplastiques ne subissent aucune réaction chimique, contrairement aux thermodurcissables qui subissent parfois une violente réaction exothermique pendant leur réticulation. Les thermodurcissables se conservent au froid quelques mois, tandis que les thermoplastiques peuvent être stockées presque indéfiniment à température ambiante.

Deux types de fibres synthétiques sont principalement utilisés aujourd'hui pour la réalisation des tissés : les fibres de verre, les plus utilisées car les moins chères, et les fibres de carbone, beaucoup plus coûteuses mais qui possèdent une résistance plus élevée [Smith et Hashemi, 1993]. Les composites en fibre de verre présentent un rapport résistance mécanique/poids élevé, une bonne résistance à la chaleur, au froid, à l'humidité et à la corrosion, de bonnes propriétés d'isolation électrique, une facilité de fabrication et un coût très modéré. Les matériaux composites renforcés de fibres de carbone offrent des ratios poids/résistance mécanique et rigidité inégalés qui les rendent indispensables à l'industrie aéronautique, malgré un coût qui reste élevé, de l'ordre de 15-20 € le kg. En comparant les propriétés mécaniques des fibres de verre avec celles des fibres de carbone, tableau 1.1, on peut constater que si les fibres de verre ont une résistance à la traction et un module de Young inférieurs à ceux des fibres de carbone, elles possèdent une déformation à la rupture plus intéressante.

Tableau 1.1 - Quelques propriétés mécaniques des fibres de verre et de carbone

| Propriété | Fibres de verre | Fibres de carbone |
|---------------------------------|-----------------------|-----------------------|
| Résistance à la rupture | 2410 MPa | 3100 MPa |
| Module de Young | 69 GPa | 220 GPa |
| Déformation à la rupture | 3,5 % | 1,40 % |
| Densité | 2,54 gm ⁻³ | 1,74 gm ⁻³ |

Dans ces travaux, l'endommagement de deux matériaux composites tissés CMO à matrice époxy thermodurcissable est évalué par vibrothermographie, tableau 1.2. Dans le second chapitre, l'état d'endommagement d'un composite tissé en taffetas de fibres de verre, fabriqué à l'Onera, est évalué par vibrothermographie CND. Dans le chapitre 3, le suivi du comportement en fatigue d'un composite tissé en satin de 5 en fibres de carbone, fourni par Aircelle, est effectué par des essais d'auto-échauffement qui reposent également sur l'effet vibrothermographique.

Tableau 1.2 - Les deux matériaux composites étudiés

| Chapitre | Etude | Renfort | Tissage | Matrice | Fabricant |
|-------------------|---------|---------|------------|----------|-----------|
| Chapitre 2 | CND | Verre | Taffetas | Epoxy TD | Onera |
| Chapitre 3 | Fatigue | Carbone | Satin de 5 | Epoxy TD | Aircelle |

1.3 Le contrôle non-destructif des matériaux composites tissés

La fabrication de structures en matériaux composites demande un assemblage habile de plusieurs constituants ; les fibres rassemblées en toron, leur tissage, l'empilement judicieux des tissus et la densification de cette préforme par la matrice. Il est essentiel d'en assurer l'intégrité. La complexité de la structure et le caractère intrinsèquement hétérogène des matériaux composites sont un défi pour leur contrôle non-destructif (CND). Les méthodes traditionnelles se révèlent souvent inappropriées et inadaptées lorsqu'elles sont appliquées à un matériau anisotrope hétérogène [Djordjevic et Boro, 2009]. Dans l'aviation, les impératifs de fiabilité et de sécurité sont primordiaux. Il est donc capital de développer et d'y utiliser les méthodes d'essais non-destructifs les plus performantes possibles. La détection et l'évaluation des défauts dans les matériaux composites sont rendues d'autant plus délicates par le fait que les défauts ne sont, le plus souvent, pas visibles à l'œil nu et sont de nature très différente. Une liste, non exhaustive, des défauts susceptibles de détériorer un matériau composite est donnée dans le tableau 1.3.

Tableau 1.3 - Défauts typiques d'un matériau composite

| | |
|---------------|--|
| Délaminages | Absence de résine |
| Fissures | Orientation non uniforme des fibres/plis |
| Décollement | Impact |
| Porosité | Variation d'épaisseur |
| Contamination | Vides |

La plupart des techniques de contrôle non-destructif reposent sur l'expérience acquise avec les matériaux métalliques. Des cinq méthodes les plus fréquemment utilisées pour les métaux ; les ultrasons, la radiographie, les courants de Foucault, l'inspection magnétique et le ressuage, seuls, les ultrasons et la radiographie servent couramment pour le CND des matériaux composites [Adams et Cawley, 1988][Scott et Scala, 1982]. Les courants de Foucault ne trouvent une application, forcément limitée, qu'avec des composites comprenant un matériau conducteur [Owston, 1976][Cheng et al., 2011]. L'inspection magnétique ne peut naturellement pas être utilisée avec des matériaux non-magnétiques. Le ressuage ne peut identifier que des défauts surfaciques. Les défauts les plus courants des composites ; les délaminages et les fissures transverses, sont localisés à cœur du matériau. Cela rend l'inspection par agents colorés pénétrants bien moins utile pour les composites que pour les matériaux métalliques [Pang et Bond, 2005]. Finalement, peu de techniques classiques de CND des matériaux métalliques sont adaptées aux composites. Il est souvent nécessaire de songer à des méthodes alternatives. Les vibrations basse fréquence et la thermographie sont, elles, particulièrement adaptées aux composites. En particulier, elles sont sensibles aux délaminages qui se propagent parallèlement à la surface de la structure [Adams et Cawley, 1988].

Le contrôle non-destructif des matériaux composites tissés est rendu encore plus délicat par la géométrie du renfort et la présence des torons dans le matériau. La difficulté principale, et c'est en cela qu'ils se différencient le plus des composites stratifiés, vient du fait que l'endommagement y est plus diffus et multi-échelle ; multi fissuration de la matrice, décollements fibres/matrice, ruptures des fibres, décohésions inter-toron et fissurations transverses intra-toron [John et al., 2001]. Une des techniques les plus prometteuses est la thermographie infrarouge, passive ou active [Roche et al., 2012]. La thermographie passive, qui est une détection passive de la chaleur libérée par la création d'une fissure dans un matériau sous sollicitations, montre des bons résultats dans la détection de fissures de taille macroscopique telles que la rupture de torons ou des délaminages. La profondeur maximale de défauts détectables est un problème sans doute pas encore résolu. La thermographie active repose sur l'analyse des courbes de refroidissement d'un matériau chauffé par un flash thermique. Elle ne donne pas une interprétation satisfaisante de l'état d'endommagement d'un composite tissé. Le tissage ne permet pas d'interpréter facilement les images thermiques en discernant, de façon absolue, les défauts et les torons, figure 1.4.a. On rencontre les mêmes difficultés par auscultation ultrasonore [Lamboul et al., 2013]. La géométrie du tissé, bien caractérisée par la présence des fibres dans le sens chaîne et trame, masque presque complètement l'endommagement d'un composite tissé, figure 1.4.b.

Pour discerner l'image d'un tissage de l'évaluation d'un endommagement diffus, homogène et multi-échelle typique des composites tissés, il est donc nécessaire de proposer une autre technique.

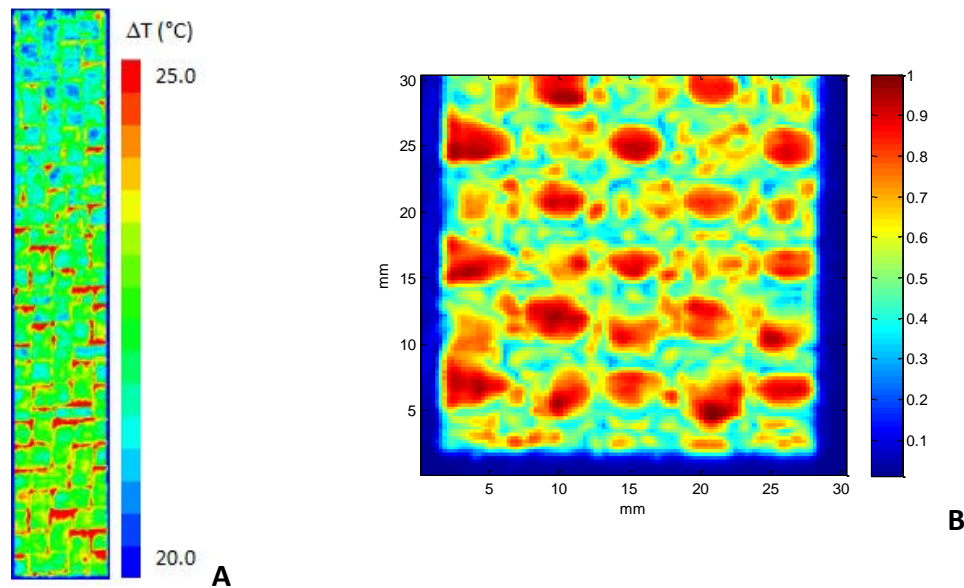


Figure 1.4 - (a) Thermographie flash sur composite tissé 2D : cartographie en échauffement post-flash. (b) C-Scan à 5 MHz d'un tissé taffetas en fibre de verre. L'interprétation des résultats est rendue délicate par le tissage.

1.4 L'effet vibrothermographique et ses premières applications

La vibrothermographie, appelée en anglais « sonic IR » ou « thermosonics » [Morbidini et al., 2006], est une technique de CND qui a été développée dans les années 80 [Reifsnider et al., 1980] pour la détection et la localisation des macro-défauts ; des fissures, des délaminages ou des décollements de dimensions de quelques centimètres, dans les matériaux métalliques. Elle repose sur la mesure des échauffements générés localement par les défauts d'une pièce mise en vibration. Plus récemment, la vibrothermographie a été appliquée à l'analyse d'autres matériaux et modes d'endommagement [Morbidini et Cawley, 2009], [Renshaw et al., 2008], [Renshaw et al., 2009], pour la détection de la corrosion [Zweschper et al., 2001], l'analyse de la qualité de l'adhésion entre substrats céramiques et métalliques [Wu et al., 1996] ou entre deux composites [Rantala et al., 1996] ou, encore, pour tester la qualité des soudages [Han et al., 2005].

La détection des défauts suite à la génération de chaleur est liée à trois phénomènes ; le frottement, la plasticité et la viscosité [Renshaw et al., 2011-1]. Si la génération de chaleur induite par un comportement visqueux peut être considérée comme négligeable pour les matériaux métalliques par rapport à d'autres mécanismes, elle reste significative pour les matériaux polymères [Homma et al., 2006]. La chaleur produite par frottement, due au mouvement couplé des surfaces du défaut, est considérée comme la source de génération primaire [Mian et al., 2004], alors que la génération par

plasticité peut être considérée comme une conséquence du frottement ou, dans une moindre mesure, de la propagation de la fissure [Renshaw et al., 2011-1].

Holland [2011-1] considère la génération globale de chaleur comme la somme de la contribution du frottement de chaque défaut :

$$P = \sum_i \phi_i (N_i^s + N_i^d) |v_i| u(N_i^s + N_i^d) \quad (1.1)$$

où P est la puissance thermique libérée, ϕ_i le coefficient de frottement, v_i la vitesse de frottement, $N_i^s + N_i^d$ sont les forces normales statiques et dynamiques et $u(N_i^s + N_i^d)$ la fonction créneau qui annule la contribution du frottement pour des forces normales négatives. Ce bilan dépend largement de la dynamique d'excitation et du positionnement du défaut. La relation (1.1) correspond à une fissure longitudinale et une excitation de 20 kHz en mode I de fissuration. Le lien entre la chaleur dégagée et les dimensions géométriques des défauts est beaucoup plus complexe. En prenant en compte la dynamique de la fissuration, cette approche a fait l'objet de quelques tentatives [Renshaw et al., 2008].

Le caractère non-destructif de la méthode est un aspect important [Renshaw et al., 2011-2]. Pour l'assurer, il faut que le niveau de la contrainte vibratoire appliquée soit faible par rapport à la limite de fatigue du matériau, moins de 40% selon Chen et al. [2007], afin d'éviter de créer un endommagement supplémentaire dans le matériau et de limiter la propagation des fissures déjà existantes. On peut estimer cette contrainte en fonction de la dynamique de vibration du système. Pour une poutre en flexion, par exemple, qui représente bien la dynamique d'une éprouvette encastree, la contrainte vibratoire σ_{xx} peut être estimée avec l'équation suivante [Elmor et Heald, 1985] :

$$\sigma_{xx} = \frac{Ee}{2} \kappa^2 \left(\frac{\cosh \kappa L/2 - \cos \kappa L/2}{\cos \kappa L/2 + \cosh \kappa L/2} \right) z \quad (1.2)$$

où E est le module de Young du matériau, e l'épaisseur de la poutre, κ le nombre d'onde du mode de vibration, L la longueur de la poutre et z le déplacement central de la poutre. Cette relation simple est une première approche pour valider la caractéristique non endommageante de la technique. En particulier, le déplacement peut être estimé expérimentalement à l'aide d'un vibromètre Laser [Renshaw et Holland, 2007] [Holland et al., 2007].

1.5 Choix des paramètres d'essai de la vibrothermographie

Pour réaliser un essai de vibrothermographie, sont nécessaires une source pour exciter l'éprouvette et une caméra infrarouge pour l'observation thermique [Holland et al., 2011-1]. L'analyse de l'excitation nécessite aussi un vibromètre Laser.

Le choix et l'influence de certains paramètres d'essai sont cruciaux, ils nécessitent donc une attention particulière : le choix de la fréquence d'excitation, de l'excitateur et des paramètres expérimentaux. Dans la suite l'influence de chaque paramètre sera étudiée.

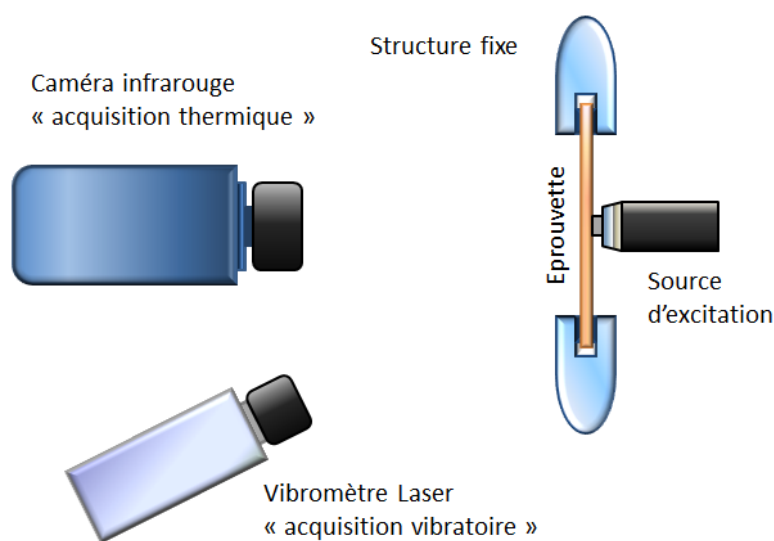


Figure 1.5 - Configuration d'un essai de vibrothermographie

1.5.1 Dépendance de la fréquence d'excitation

Les matériaux donnent leur maximum de réponse vibrationnelle autour d'une fréquence de résonance [Renshaw et Holland, 2008]. Le choix d'une fréquence de résonance comme fréquence d'excitation permet donc d'obtenir le maximum de libération de chaleur [Hosten et al., 2012], mais il faut prendre en considération le fait que le niveau d'échauffement dépend de la fréquence de résonance [Mabrouki et al., 2009]. Un vibromètre Laser est utilisé pour vérifier le mode vibratoire du matériau et garantir la bonne fréquence d'excitation [Holland et al., 2008]. Une simulation numérique par éléments finis peut aussi être utile. [Demy et al., 2012]. Il faut bien être conscient du fait que toutes les fréquences de résonance ne participent pas de façon équivalente à la réponse thermique du matériau, parce que le frottement entre les surfaces des défauts dépend de la fréquence [Mabrouki et al., 2009].

La dépendance de la quantité de chaleur engendrée par le comportement modal de la structure est étudiée par Montanini et Freni [2012]. Ils ont appliqué la vibrothermographie à une éprouvette métallique présentant des défauts de même type ; des trous à fond plat, sur toute la surface d'une plaque excitée dans l'intervalle 15.5-19.5 kHz. Un scan obtenu par vibrométrie Laser détermine les fréquences de résonances, par analyse spectrale de la transformée de Fourier, figure 1.6. L'éprouvette est excitée à chaque fréquence propre estimée et l'échauffement local de chaque trou est détecté avec la caméra thermique. Le but est l'estimation de la contribution à l'échauffement local de chaque défaut due à sa propre participation dans le comportement modal de l'éprouvette. Il est intéressant d'observer que les défauts correspondant à des nœuds de vibration ont un échauffement presque nul, comme le prévoit une relation entre la contrainte vibratoire et la fréquence d'excitation à la variation de la température [Zhang et al., 2010], [Zhang et Holland, 2011] en démontrant une proportionnalité linéaire de l'échauffement avec la fréquence et quadratique avec la contrainte. Ces études ont démontré que les fréquences de résonance donnent la meilleure réponse thermique, (*i.e.*, les échauffements sont plus élevés), que seules quelques fréquences de résonance contribuent à une réponse thermique (il y a donc dépendance avec la forme globale du mode) et que, pour une fréquence donnée, il y a dépendance avec la position du défaut sur l'éprouvette.

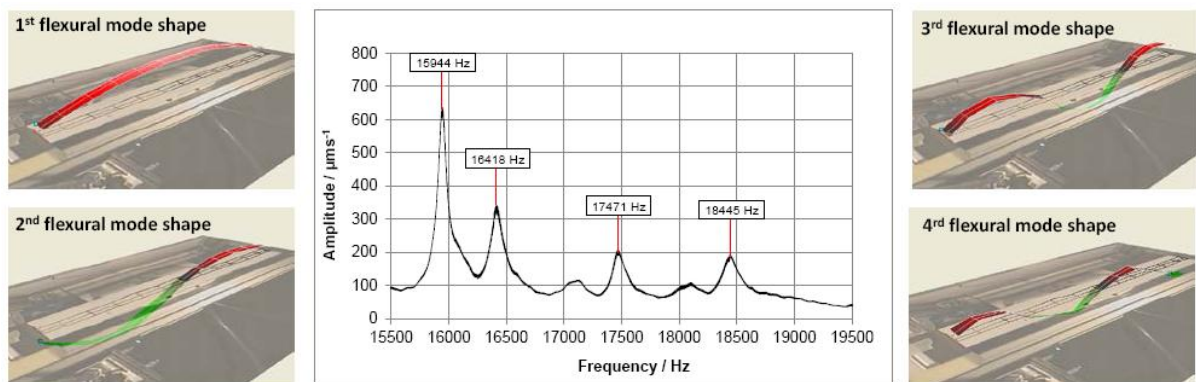


Figure 1.6 - FFT entre 15.5kHz et 19.5kHz pour l'estimation des fréquences propres [Montanini et Freni, 2012]

1.5.2 Choix de l'excitateur

Les performances de différents excitateurs pour la vibrothermographie ont été étudiées. Vaddi et al. [2011] ont cherché à comprendre la réponse de différents transducteurs piézoélectriques par des modèles LTI, (*linear time invariant*) et l'ont validée expérimentalement. Pour optimiser le couplage entre excitateur et éprouvette, ils soulignent le rôle d'un couplant dans le système excitateur/éprouvette pour réduire les résonances parasites qui introduisent un chaos acoustique [Han et al., 2005]. La plupart des essais de vibrothermographie utilisent une sonotrode résonant à une fréquence fixe de 20 kHz et prodiguant une puissance élevée au système. Une simulation numérique de l'influence de la forme de la sonotrode a été effectuée pour quantifier sa participation modale, et

aussi les niveaux des contraintes, et de concevoir un excitateur optimisé, qui améliore la détection des délaminages par rapport à un excitateur plus classique [Choi et al., 2008].

1.5.3. Paramètres expérimentaux

Les essais de vibrothermographie nécessitent quelques considérations pratiques sur la mise en place et sur la méthodologie d'inspection pendant les essais [Shepard et al., 2004] :

- **L'importance du couplage entre l'excitateur et l'éprouvette** : L'excitateur doit être toujours parallèle à la surface et il faut assurer une pression toujours suffisante pour garantir un contact constant. Si l'éprouvette présente des irrégularités et/ou des courbures, le parallélisme doit être assuré par du couplant supplémentaire. Les matériaux qui peuvent être considérés comme des bons couplants sont ; les feuilles métalliques, le papier, le cuir et le Teflon® [Shepard et al., 2003]. Par contre, la surface de couplage entre excitateur et éprouvette n'influence pas beaucoup la qualité du signal thermique. [Perez et Davis, 2003]
- **L'énergie introduite ne doit pas être couplée avec la structure de montage** : Il faut minimiser l'énergie absorbée par la structure de support avec l'introduction d'un matériau de support comme du liège, par exemple. Plus la surface de ce matériau est grande, moins l'énergie sera absorbée par la structure de support, et donc la variation de température détectée sera plus élevée. [Perez et Davis, 2003]
- **L'excitateur et l'éprouvette doivent être montés sur une structure fixe** : Il faut éviter des mouvements indésirables (translations, rotations ou vibrations supplémentaires) de l'excitateur et/ou de la pièce.
- **L'excitateur ne doit pas endommager la surface de l'éprouvette** : L'excitateur a un mouvement à « effet marteau » qui, à long terme, peut endommager la pièce. Il faut éviter ce phénomène.
- **Le champ d'excitation** : l'effet introduit par la vibration n'est pas le même dans toute la pièce analysée. Par exemple, proche des bords, l'excitation est influencée par la géométrie de l'éprouvette.
- **La caméra infrarouge** : la dimension des fissures détectables et de la zone étudiée sont fonctions de la sensibilité de la caméra utilisée.
- **Méthode de visualisation** : pour optimiser la détectabilité des fissures, une méthodologie appropriée doit être développée pour le traitement des images.

Chapitre 2

Évaluation non-destructive de l'endommagement d'un composite tissé

L'état d'endommagement d'un composite tissé est évalué par une technique CND qui repose sur l'effet vibrothermographique. Le composite tissé est endommagé de manière contrôlée par des essais de traction et la densité des microfissures est estimée par analyse d'images de microscopie optique. La température superficielle du matériau en cours d'essais de vibrothermographie est enregistrée pour en estimer l'échauffement global. La comparaison des courbes d'échauffement entre les éprouvettes endommagées et une éprouvette saine de référence quantifie l'effet de l'endommagement sur les propriétés d'échauffement du matériau sous sollicitation vibratoire et conduit à l'estimation d'une relation entre l'état d'endommagement et le comportement thermique.

Une caractérisation des sources vibrothermographiques qui contribuent à l'échauffement du matériau sous sollicitation vibratoire est menée par une étude locale de l'échauffement. Enfin, le caractère prédictif de la technique est confirmé par la mesure d'un état d'endommagement inconnu.

2.1 Le matériau composite tissé

Le matériau composite utilisé dans cette première étude est fabriqué par le département matériaux composites de l'Onera. Il offre l'avantage d'être disponible et d'avoir fait l'objet de nombreuses études à l'Onera.

Un des impératifs qui ressort de l'étude bibliographique (chapitre 1) est que les éprouvettes doivent être excitées à une fréquence propre de quelques kHz, *i.e.*, la gamme de fréquences de la plupart des excitateurs existants. Cela impose des restrictions sur la géométrie : longueur et section, des éprouvettes. Pour obtenir des éprouvettes très fines, d'une **épaisseur moyenne de 1,6 mm**, un **empilement de 4 plis** seulement a été retenu. Le tissage choisi est un **taffetas de fibres de verre**, figure 2.1. L'observation et, donc, la quantification de l'endommagement sont facilitées par le diamètre des fibres de verre, 2 à 3 fois supérieur à celui des fibres de carbone. Les caractéristiques principales du tissu sont résumées dans le tableau 2.1.

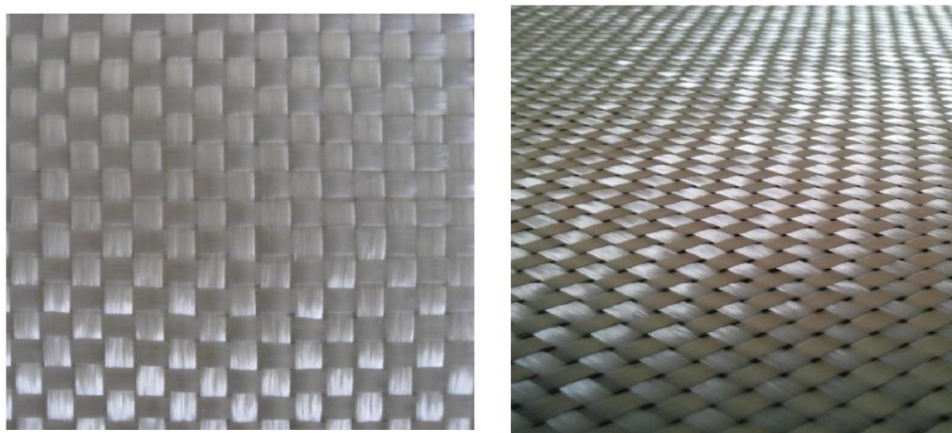


Figure 2.1 - Tissu taffetas de fibres de verre.

Tableau 2.1 - Propriétés du tissu taffetas de fibres de verre, données fournisseur

| | |
|-----------------------------|----------------------|
| Masse surfacique | 504 gm ⁻² |
| Densité linéaire des torons | 1200 tex |
| Contexture | 2,2 x 2 |

Ce tissu est infiltré avec une **résine époxy thermodurcissable** LY564 de Huntsman spécialement optimisée pour le procédé de fabrication par injection, disponible au département et dont les propriétés mécaniques sont présentées dans le tableau 2.2.

Tableau 2.2 - Propriétés de la résine époxy LY564 de Huntsman

| | |
|------------------------|-----------------------------|
| Masse volumique | 1100-1200 kgm ⁻³ |
| Module de Young | 3,1-3,3 GPa |
| Coefficient de Poisson | 0,35 |

Le composite est densifié par injection *Resin Transfer Moulding* (RTM). Le **procédé de fabrication** comporte des étapes suivantes, figure 2.2 :

- A. *Découpage de quatre plis de tissus.*
- B. *Empilement des quatre plis à l'intérieur du moule.*
- C. *Positionnement d'une cale pour imposer l'épaisseur voulue au composite.*
- D. *Pinçage des extrémités du renfort entre deux morceaux de drainant au niveau de la zone d'injection pour empêcher un déplacement du tissu.*
- E. *Couverture des parties métalliques du moule avec un produit anti-adhérent afin de faciliter le démoulage puis fermeture du moule.*
- F. *Positionnement d'un thermocouple en contact avec la partie chauffante pour le contrôle de la température.*
- G. *Positionnement d'un isolant thermique au-dessus du dispositif pour uniformiser l'échauffement et limiter les dissipations thermiques*

Un vide relatif de 10^{-2} mbar est créé dans le moule pour favoriser l'injection de la résine par la différence de pression. Puis, le tout subit le programme de cuisson : un cycle de 2 heures à 100 °C sous une pression de 6 bar.

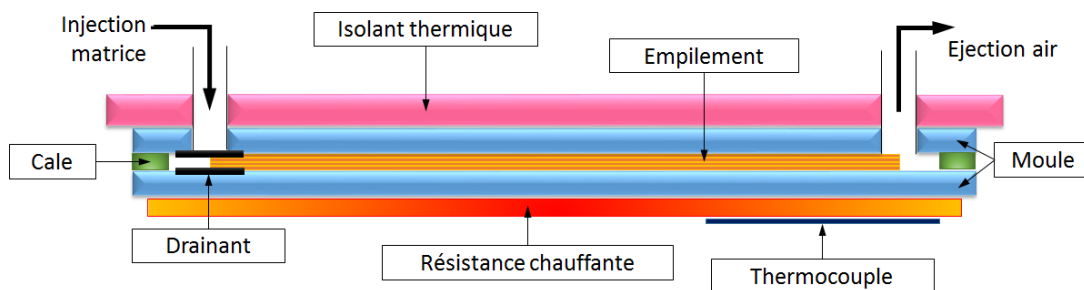


Figure 2.2 - Schéma du procédé de fabrication (pas à l'échelle)

Quatre éprouvettes sont découpées dans une plaque de 250 x 125 mm. Une partie seulement de cette plaque, 60%, est utilisée pour éviter les effets de bords avec de possibles désorientations de plis dues à une mauvaise imprégnation en bord de la plaque ou au découpage de chaque pli de tissu qui dégrade son arrangement et induit un manque de torons dans le bord du tissu. La phase de démoulage du composite, rendu très fragile à manipuler par la faible épaisseur de la plaque (1,6 mm), peut engendrer une détérioration de ses bords. Le plan de découpe, figure 2.3, prend en compte les chutes de matériau obligés pour se prévenir de ces effets de bords ; des désorientations de plis, une mauvaise imprégnation ou une dégradation initiale, et donne quatre éprouvettes de forme rectangulaire, de dimensions 185 x 25 mm et numérotées entre 0 et 3.

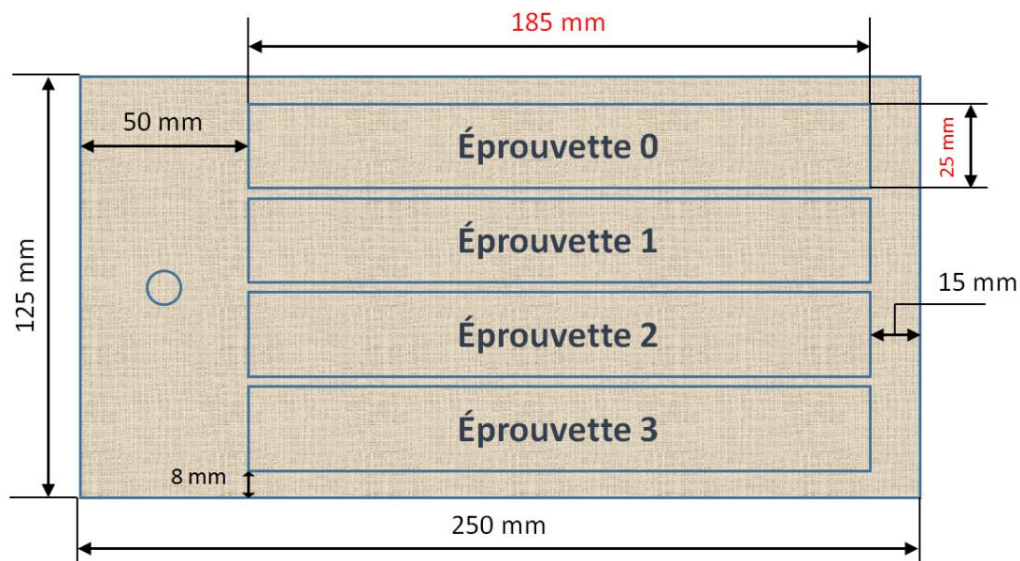


Figure 2.3 - Plan de découpe de la plaque

Une rapide campagne d'essais de thermographie active a été réalisée pour s'assurer que les éprouvettes ne présentent pas un endommagement initial créé pendant l'élaboration. Les éprouvettes ont été excitées avec un flash thermique d'une énergie de 6 kJ afin de détecter des défauts, éventuellement présents, et identifiables par une discontinuité de la réponse en refroidissement. Cette méthodologie de CND nous a permis de constater l'absence de défauts, du moins, de taille centimétrique, dans les quatre éprouvettes.

2.2 Endommagement du matériau composite par essais de traction

Trois éprouvettes ont été endommagées par une sollicitation de traction. Une éprouvette non endommagée est la référence de l'état initial, *i.e.*, sain, du matériau pour les essais de vibrothermographie. Ces essais mécaniques doivent créer, dans le composite, un endommagement généralisé, homogène en terme de densité de microfissures, et le plus diffus possible. Cette densité de microfissures, qui caractérise l'état d'endommagement, sera estimée par analyse d'images de microscopie optique et corrélée à la variation du module d'élasticité induite par la microfissuration.

2.2.1 Les essais de traction

Les éprouvettes sont sollicitées en traction monotone au moyen d'une machine d'essai ZWICK d'une capacité maximale de 150 kN. Pour comprendre au mieux le comportement du matériau, les essais sont multi-instrumentés au moyen de l'émission acoustique, de la corrélation d'images et de la microscopie optique sur chant poli. La configuration expérimentale, avec le montage de l'éprouvette sur la machine de traction, est illustrée par la figure 2.4.

Deux capteurs **d'émission acoustique** Nano 30 sont collés avec de la graisse de silicone et du ruban de téflon sur l'échantillon. Un seul capteur est *a priori* suffisant, néanmoins une double configuration est une bonne garantie en cas de décollement d'un des deux capteurs pendant l'essai [Barre et al., 1994], [Giordano et al., 1998], [Scida et al., 2002]. Les deux sont sur la même face de l'éprouvette, à proximité d'un des mors de la machine pour garder le plus grand espace possible entre les mors pour la corrélation d'images.

La corrélation d'images consiste à déterminer du champ de déplacement de l'éprouvette et, donc, à évaluer des déformations locales. A partir de ces données locales, une déformation moyenne de l'éprouvette est estimée et le comportement contrainte-déformation du matériau reconstruit. L'acquisition des images est effectuée au moyen de deux caméras, avec une bague-allonge de 50 mm. Cette technique demande un traitement spécifique d'une face de l'éprouvette qui doit être peinte avec un mouchetis (noir sur fond blanc) pour créer un champ aléatoire de référence [Ivanov et al., 2009], [Hochard et al., 2009], [Perie et al., 2009].

La microscopie optique sur chant poli utilise un microscope optique de marque Olympus, lié à une caméra numérique pour l'acquisition des images. Il est positionné sur le chant de l'éprouvette précédemment polie pour optimiser la visualisation et la qualité des images. L'ensemble est porté par un dispositif micrométrique pour déplacer avec précision le microscope ce qui emmène à une acquisition globale du chant de l'éprouvette sur toute sa longueur.

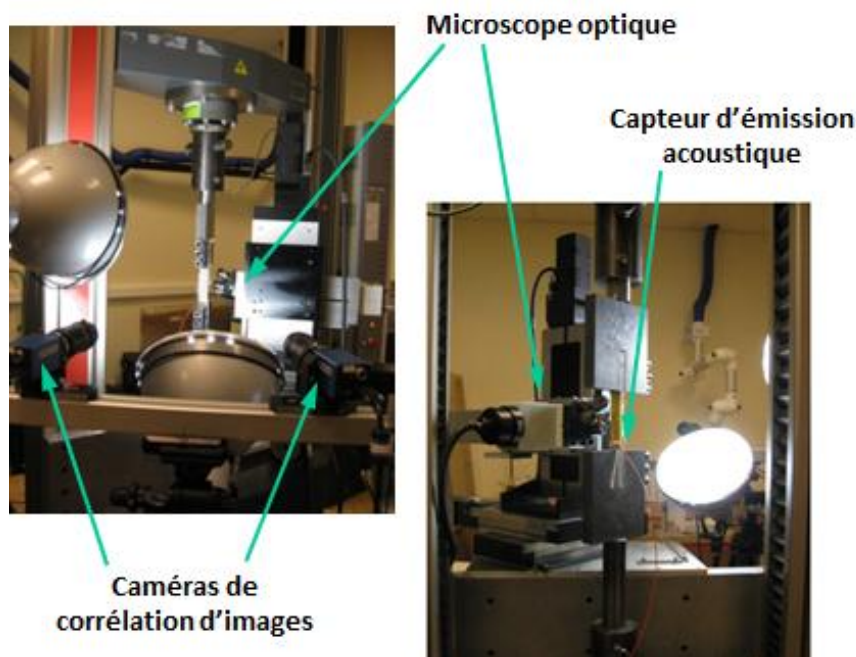


Figure 2.4 – Éprouvette sous charge, installée sur la machine ZWICK et multi-instrumentation associée.

Pour obtenir des états d'endommagement variés, les éprouvettes seront soumises à des charges différentes, en proportion de la contrainte à rupture du matériau. Pour la connaître, une éprouvette, (la numéro 3) est testée en traction jusqu'à rupture. L'estimation de la déformation moyenne de la zone utile sur l'échantillon est obtenue par la corrélation d'images et la courbe contrainte-déformation est reconstruite (figure 2.5). La valeur mesurée de la contrainte à rupture est de **280 MPa**.

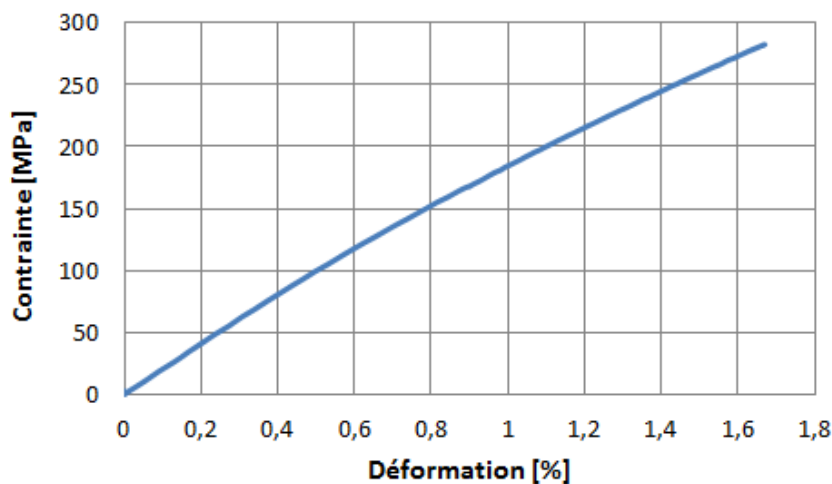


Figure 2.5 - Courbe contrainte/déformation, éprouvette 3.

Cette valeur de la contrainte à rupture se retrouve sur l'évolution de l'énergie acoustique cumulée, détectée par les deux capteurs, à un seuil de détection à 20 dB (figure 2.6), qui donnent des niveaux d'énergie cumulée similaires.

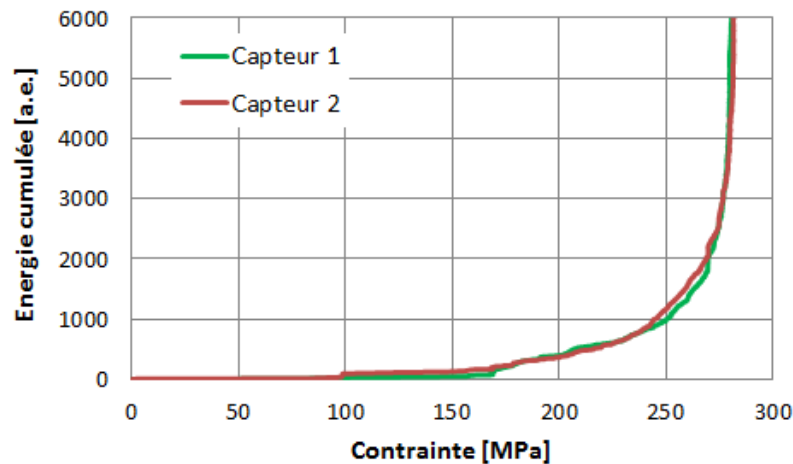


Figure 2.6 - Énergie acoustique cumulée détectée par les deux capteurs d'émission acoustique, éprouvette 3.

Deux paramètres guident le choix des niveaux de charge auxquels seront soumises les autres éprouvettes ; la **contrainte à rupture** et le **seuil d'endommagement**. L'estimation d'un seuil est toujours une entreprise délicate et controversée. Il n'en existe pas de définition unanimement acceptée. En comparant la courbe contrainte-déformation et la courbe d'énergie cumulée, il est manifeste que la non-linéarité de cette dernière est beaucoup marquée. Cela donne une estimation d'un seuil de début de non linéarité bien plus aisée. Le **seuil d'endommagement** sera donc la contrainte à partir de laquelle l'activité acoustique commence à devenir significative, soit **160 MPa**, figure 2.6.

Pour tester des états d'endommagement très différents, deux valeurs de contrainte de traction sont retenues. Pour l'éprouvette 1, **250 MPa**, ce qui donne un état d'endommagement critique, proche de la rupture, tout en conservant une marge de 10 % pour éviter une rupture non voulue de l'éprouvette liée à la dispersion de la contrainte à rupture. Pour l'éprouvette 2, **190 MPa**, ce qui différencie nettement son état d'endommagement de celui de l'éprouvette 1 et qui est légèrement supérieur au seuil d'endommagement du matériau.

Les paramètres des essais de traction monotone auxquels sont soumises les quatre éprouvettes sont résumés dans le tableau 2.3. La colonne « *déformation moyenne* » fait référence à la déformation moyenne estimée à la contrainte maximale appliquée, par corrélation d'images, sur la zone utile de l'éprouvette. La vitesse de déplacement a été choisie suivant l'expérience que le département a de ce composite. Pour réaliser des essais interrompus et effectuer l'acquisition avec le microscope optique, la traverse de la machine d'essais est pilotée en déplacement imposé.

Tableau 2.3 - Essais de traction, 4 éprouvettes

| Eprouvette | Contrainte [MPa] | Déformation moyenne | Rupture | Vitesse déplacement [mm/min] |
|---------------------|--------------------------------|---------------------|---------|------------------------------|
| Eprouvette 0 | Référence (état non endommagé) | | | |
| Eprouvette 1 | 190 | 1,08 | non | 0,5 |
| Eprouvette 2 | 250 | 1,47 | non | 0,5 |
| Eprouvette 3 | 280 | 1,67 | oui | 0,5 |

Les courbes contraintes/déformation des trois éprouvettes sollicitées en traction se superposent parfaitement (figure 2.7), ce qui montre que le comportement de la plaque dont sont issues ces 3 éprouvettes, est très peu dispersé. La relaxation due à la viscosité de la matrice époxy est sensible pendant les paliers de chargement, 160 MPa pour l'éprouvette 1 et 225 MPa pour la 2, qui correspondent au temps au balayage par le microscope optique du chant poli de l'éprouvette.

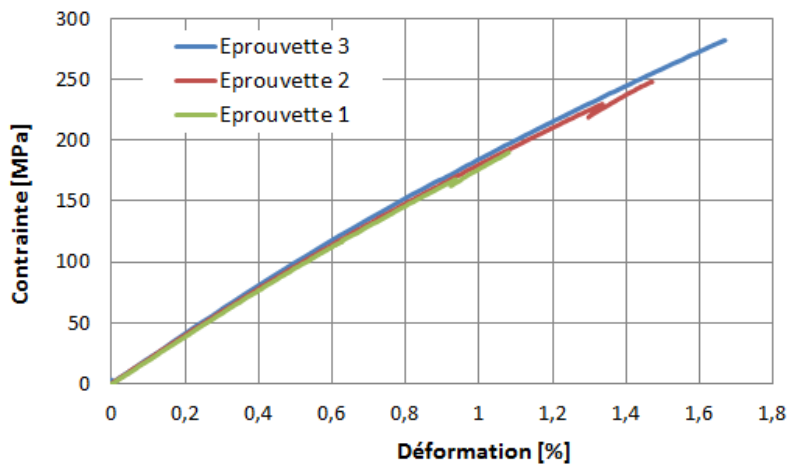


Figure 2.7 - Courbes contrainte-déformation des trois éprouvettes sollicitées en traction.

2.2.2 Estimation de la densité de fissuration par analyse d'images de microscopie optique

L'acquisition au microscope optique du chant poli des éprouvettes met en évidence les mécanismes d'endommagement du composite tissé verre/époxy engendrés par la sollicitation de traction. On suppose que toutes les fissures observées sur les coupes micrographiques sont dues au chargement, *i.e.*, le matériau est initialement sain non endommagé, et que le nombre de fissures visibles sur le chant poli est représentatif de l'état d'endommagement dans le volume de l'éprouvette. L'absence de fissures visibles sur les coupes micrographiques du chant réalisées avant chargement, assure que le matériau initial est sain, ce que montre bien la comparaison entre l'état sain, figure 2.8.a, et l'état endommagé, figure 2.8.b, de l'éprouvette 2.

Ces vues micrographiques révèlent le nombre et la morphologie des modes d'endommagement. **Trois mécanismes d'endommagement** affectent le composite ; la **fissuration transverse intra-torons**, les **décohésions inter-torons**, et des **ruptures de fibres**, figure 2.9.a. Le caractère généralisé, la localisation et la taille des modes de fissuration y apparaissent clairement. Il ne s'agit assurément pas de fissures macroscopiques au sens de la Mécanique de la Rupture. Les ruptures de fibres dans les fils longitudinaux se localisent à l'échelle microscopique. Les deux autres modes identifiés ; la fissuration transverse intra-torons et les décohésions inter-torons, se produisent à une échelle **mésoscopique**, celle du tissage des torons. On observe également, grâce à la nature semi-transparente des fibres et de la matrice, que toute la largeur de l'éprouvette est atteinte et de manière plutôt uniforme, par cet endommagement réparti, figure 2.9.b, et donc que son évaluation sur la tranche est assez représentative de l'état d'endommagement dans le volume de l'éprouvette.

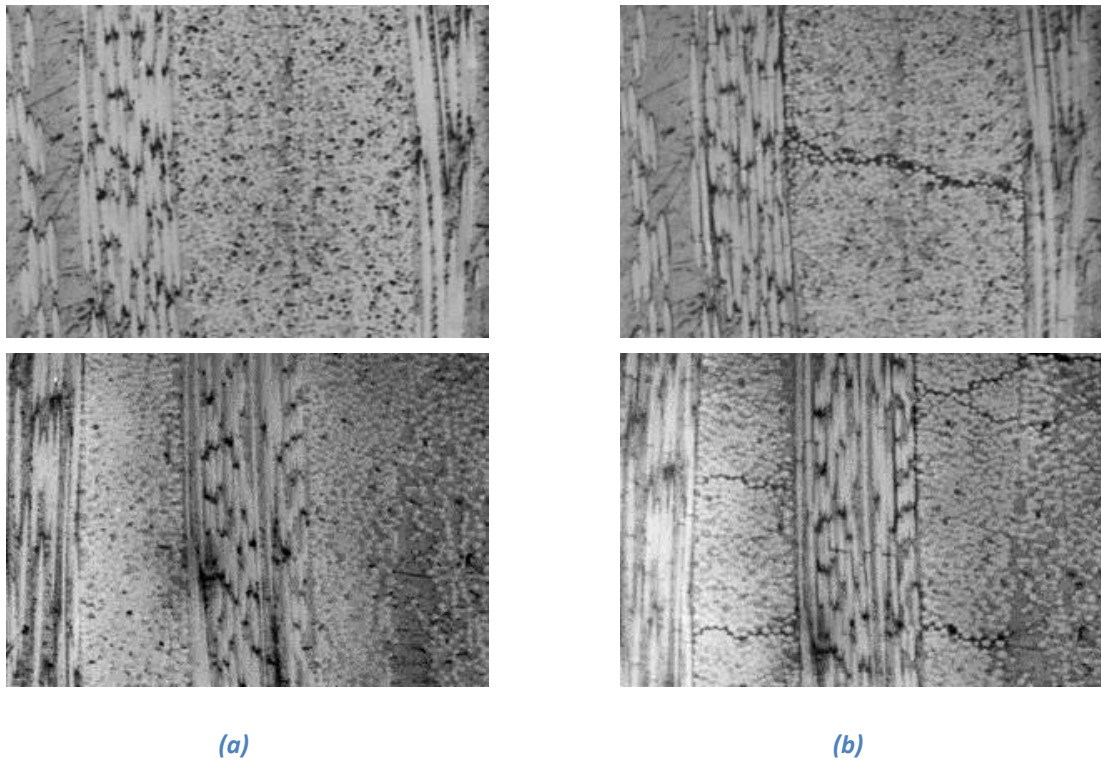


Figure 2.8 - Comparaison au microscope optique de l'état sain (a) et endommagé (b) de l'éprouvette 2.

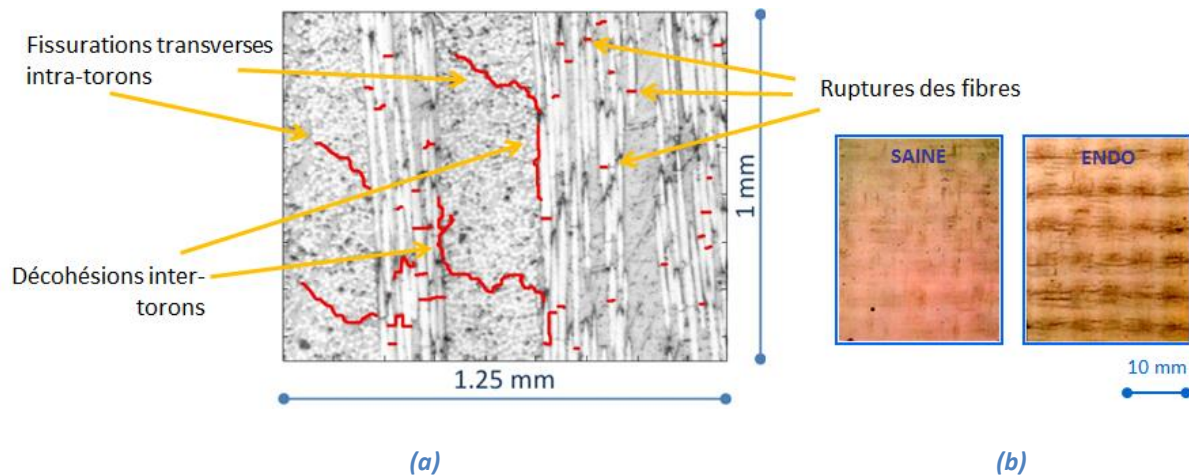


Figure 2.9 - Modes d'endommagement du composite verre/époxy, (a) Coupe micrographique sur chant poli de l'éprouvette 2 sollicitée à 250 MPa, (b) Comparaison qualitative/visuelle de l'éprouvette 2 et de l'éprouvette saine.

Ces vues micrographiques caractérisent la répartition des microfissures dans le matériau dont la distribution est bien homogène. Le matériau est endommagé globalement, il n'y a pas de zones d'endommagement privilégiées. La densité de fissures est raisonnablement constante dans toute l'éprouvette ; il ne semble pas y avoir des zones à forte concentration de fissures.

La procédure mise en place pour vérifier la **distribution de l'endommagement** réside dans l'analyse de chaque vue micrographique et la **détection visuelle de chaque fissure**, à l'**estimation de la longueur de chaque fissure**, au calcul de la **longueur équivalente de fissuration** L_{Fi}^{eq} présente dans chaque vue $-i$ comme la somme de la longueur de chaque fissure pour aboutir à l'estimation d'une **densité de fissures** β , en faisant le rapport entre la somme de chaque longueur équivalente de fissuration sur toutes les $-i$ vues micrographiques et la superficie de la zone analysée, *i.e.*, la tranche de l'éprouvette, et donc du produit entre sa longueur totale L et l'épaisseur e . La densité de fissures β s'obtient donc par :

$$\beta = \frac{\sum_{i=1}^n L_{Fi}^{eq}}{eL} \quad (2.1)$$

L'évolution de la longueur équivalente de fissuration pour les deux éprouvettes endommagées est représentée figure 2.10. Le ruban adhésif des capteurs d'émission acoustique empêche l'accès visuel de deux zones près des mors. La distribution de l'endommagement est plutôt homogène et diffuse le long des deux éprouvettes. L'éprouvette 2 présente, toutefois, une légère asymétrie dans la distribution. Dans les mors, le serrage des éprouvettes crée un endommagement plus important, la longueur équivalente dans ces zones ne doit pas être prise en compte pour estimer la densité des fissures.

On obtient ainsi une valeur unique de la **densité de fissuration** estimée pour chaque éprouvette et qui est choisie comme le **paramètre** pour quantifier son **état d'endommagement**.

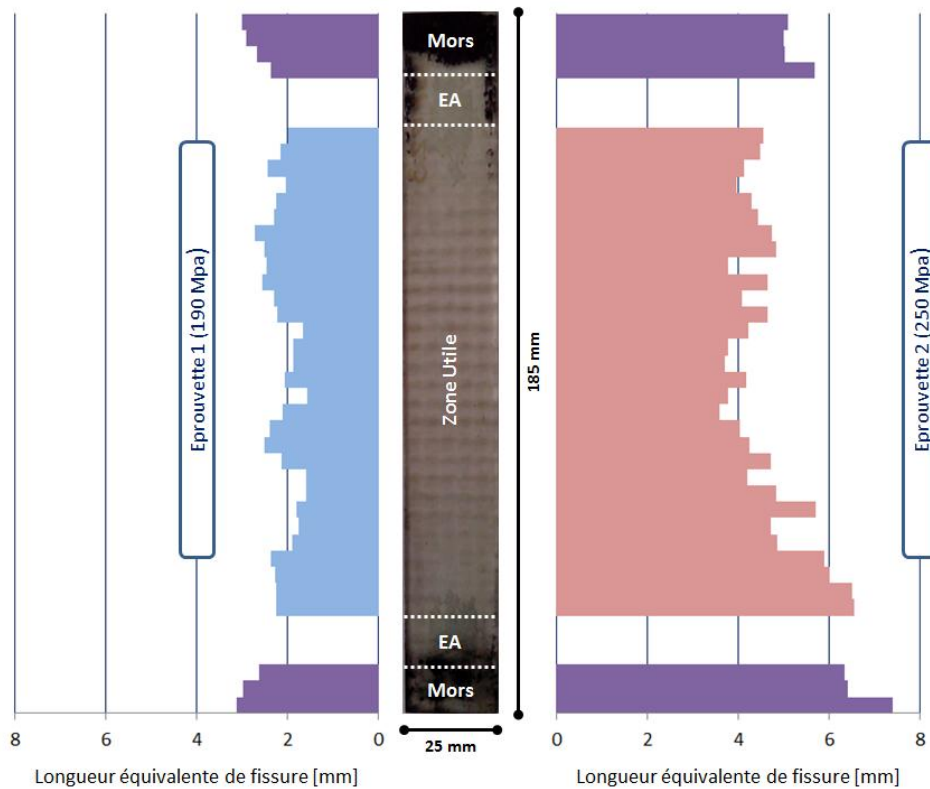


Figure 2.10 - Évolution spatiale de la longueur équivalente de fissure pour les éprouvettes 1 et 2.

2.2.3 Variation du module d'élasticité induit par la microfissuration

Un autre indicateur d'endommagement que l'on peut tirer des essais mécaniques est la variation d'une propriété mécanique. En particulier, le module de Young dans la direction de la contrainte de traction, qui est un indicateur reconnu comme étant très sensible à la microfissuration transverse, se déduit naturellement des courbes contrainte-déformation. L'estimation d'un module tangent par interpolation polynomiale de la courbe contrainte-déformation donne, simplement, une bonne approximation du module de Young.

La décroissance du module tangent induit par la sollicitation est estimée, en calculant la dérivée première d'un polynôme de degré n qui interpole au mieux les valeurs discrètes. Un polynôme quadratique est suffisant pour reconstruire avec précision le comportement des éprouvettes, figure 2.11. La présence de la relaxation dans le matériau, ne perturbe pas la détermination de ce polynôme.

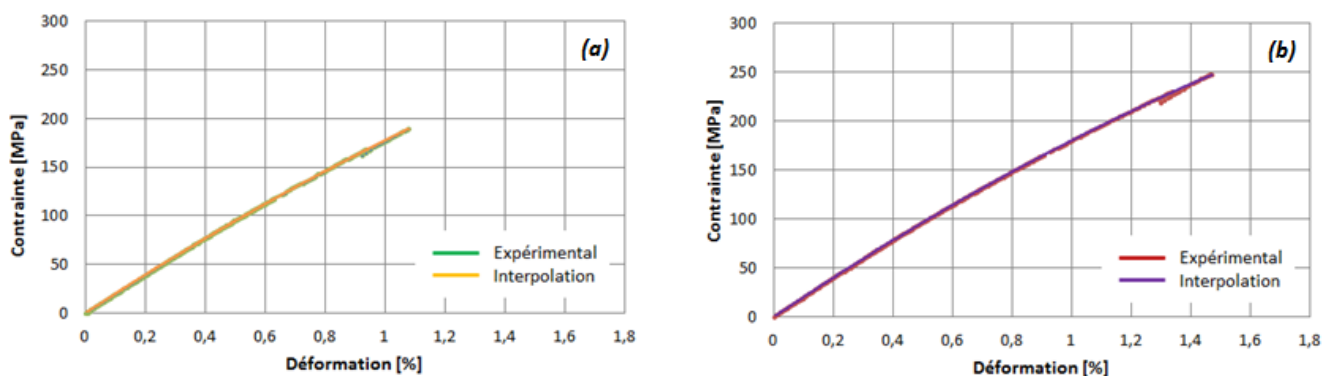


Figure 2.11 - Détermination de la variation du module de Young tangent dans la direction du chargement par interpolation polynomiale des courbes contrainte-déformation. (a) éprouvettes 1 et (b) éprouvette 2.

La comparaison du module de Young initial E_0 et du module final E_F , déduit de la dérivée à la contrainte maximale subie par l'éprouvette, donne une estimation de cette perte de rigidité induite par l'endommagement :

$$\Delta E_T = abs\left(\frac{E_F - E_0}{E_0}\right) \quad (2.2)$$

Les deux paramètres choisis pour caractériser l'endommagement, *i.e.*, deux indicateurs de l'état d'endommagement des éprouvettes sont regroupés dans le tableau 2.4.

Tableau 2.4 - Indicateurs d'endommagement pour les deux éprouvettes sollicitées en traction interrompue.

| Eprouvette | σ [MPa] | β [mm ⁻¹] | E_0 [GPa] | E_F [GPa] | ΔE_T |
|---------------------|--------------------------------|-----------------------------|-------------|-------------|--------------|
| Eprouvette 0 | Référence (état non endommagé) | | | | |
| Eprouvette 1 | 190 | 0,34 | 20,1 | 18,3 | 0,088 |
| Eprouvette 2 | 250 | 0,69 | 20,6 | 17,0 | 0,174 |
| Eprouvette 3 | 280 | - | - | - | - |

2.3 Les essais de vibrothermographie

L'effet vibrothermographique est l'échauffement global d'un matériau soumis à une sollicitation vibratoire. Ce paragraphe décrit la mise en place du banc de vibrothermographie, la description des appareils de mesures et les conditions expérimentales des essais. Trois sujets seront abordés ; l'excitation, c'est-à-dire l'introduction de la vibration dans les éprouvettes à tester, le montage mécanique (serrage, contrôle, couplage) des éprouvettes et le positionnement de l'excitateur, l'acquisition des données thermiques et vibratoires.

2.3.1 L'excitateur

Le choix de l'excitation dépend du mode de vibration que l'on veut transmettre dans l'éprouvette. Comme souligné dans l'introduction, une sonotrode est utilisée dans la plupart des travaux publiés. Une sonotrode ne fonctionne qu'à une seule fréquence d'excitation, typiquement de 20 kHz, la fréquence de résonance du piézoélectrique. Une modification de la structure interne de la sonotrode, pour élargir la plage de fréquences, réduit la puissance que l'on peut en tirer. Il faut un compromis entre une puissance mécanique transmise importante, mais mal adaptée en fréquence qui conduit à un rendement vibrothermographique faible et un risque d'être destructif pour le matériau, et une puissance mécanique plus modérée, adaptée en fréquence, qui produira un rendement meilleur. Le choix s'est porté sur l'**excitateur F7 Wilcoxon** qui possède une plage de fréquences assez large, entre 500 et 20000 Hz, optimisé entre 3 et 10 kHz. Ses caractéristiques résumées dans le tableau 2.5.

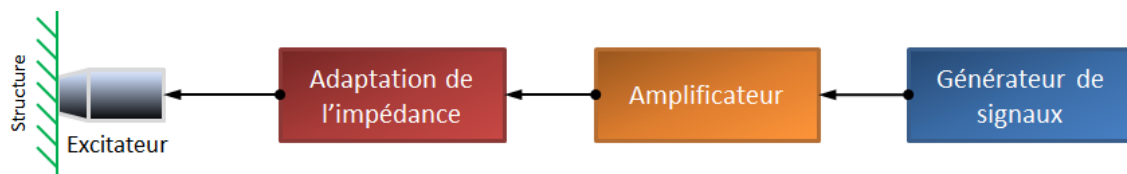
Tableau 2.5 - Caractéristiques de l'excitateur piezoshaker Wilcoxon Meggit F7

| | |
|-------------------------------|------------------|
| Plage de fréquence | 500 – 20000 Hz |
| Voltage maximal | 800 Vrms |
| Température de fonctionnement | De -50°C à 80°C |
| Poids | 1,1 kg |
| Dimensions | 40 x 40 x 100 mm |



Figure 2.12 - Excitateur piezoshaker Wilcoxon Meggit F7.

Cet excitateur utilise l'effet piézoélectrique, propriété de certains matériaux de subir une déformation lorsqu'ils sont soumis à un champ électrique ou, l'effet inverse, de produire une polarisation aux extrémités lorsqu'ils sont soumis à un chargement mécanique. Le phénomène s'amplifie autour de la fréquence de résonance de la céramique qui compose le piézoélectrique. Un excitateur électromagnétique, Wilcoxon F7, pour lequel le champ magnétique d'une bobine engendre un déplacement proportionnel à la tension d'entrée, est couplé au matériau piézoélectrique pour offrir une bande de fréquences d'utilisation plus large. Le schéma du système d'excitation du banc d'essai est représenté sur la figure 2.13. En plus de l'excitateur, on peut remarquer la présence d'un générateur de signaux **Agilent 33250A**, d'un amplificateur **PA8HF, 800 W** qui libère 50 V pour une tension d'entrée de 1.75 V, et donc, avec un gain 30 et d'un système d'adaptation d'impédance électrique **N7FS Impedance Matching Network** améliorant les performances de l'excitateur par l'adaptation des impédances électriques entre l'impédance de sortie de l'amplificateur et l'impédance d'entrée de la céramique piézoélectrique.



Générateur des signaux Agilent 33250A



En haut : Système d'adaptation N7FS

En bas : Amplificateur PA8HF

Figure 2.13 - Système d'excitation.

2.2.3 Montage des éprouvettes

Le montage des éprouvettes est constitué de deux colonnes coulissantes en aluminium positionnées sur un rail fixé sur une table optique qui isole le banc des vibrations du sol. La structure accepte des éprouvettes de différentes dimensions, jusqu'à 50 cm de longueur. Le serrage est assuré par un système de vis serrées à la clé dynamométrique afin de maintenir le même couple de serrage aux deux extrémités des éprouvettes et assurer ainsi un encastrement le plus symétrique possible de l'échantillon. Une couche de matériau plastique est insérée entre les mors de serrage et l'éprouvette, pour protéger les surfaces des éprouvettes des vis de serrage qui peuvent l'abimer, et pour limiter les échanges de chaleur entre l'éprouvette et le métal de la structure. Les rails offrent deux degrés de liberté dans le plan pour un positionnement précis de l'éprouvette par rapport à l'excitateur. Une

couche fine de matériau couplant a été positionnée entre l'excitateur et l'éprouvette pour optimiser l'énergie vibratoire transmise au matériau. Un étau est fixé sur la table du montage pour le positionnement de l'excitateur. Le fait de placer une couche de mousse entre les mors de l'étau et l'excitateur donne une prise plus uniforme sur l'excitateur et assure le positionnement de l'axe de l'excitateur perpendiculairement à l'éprouvette. Quelques détails du système de montage sont illustrés sur la figure 2.14.



Système de rails coulissants



Vis de fixation avec matériau isolant



Mousse de protection et de positionnement

Figure 2.14 - Eléments du système de montage des éprouvettes et de l'excitateur.

2.3.3 L'acquisition

Le banc vibratoire est instrumenté pour une acquisition du champ thermique à la surface des éprouvettes et pour une caractérisation de la vibration. L'acquisition thermique est effectuée à l'aide d'une caméra infrarouge **FLIR X6540sc**, figure 2.15. Les principales caractéristiques techniques de cette caméra sont indiquées dans le tableau 2.6.



Figure 2.15 - Caméra infrarouge FLIR X6540sc.

Tableau 2.6 - Caractéristiques de la caméra FLIR X6540sc

| | |
|---------------------------|--------------------|
| Dimensions | 233 x 178 x 150 mm |
| Poids | 4,8 kg |
| Résolution maximale | 640 x 512 pixels |
| NETD | 20 mK |
| Fréquence « plein champ » | 125 Hz |
| Longueur d'onde | 1,5-5 μ m |

La quantité des images qu'on peut enregistrer est directement proportionnelle à la fréquence d'acquisition et à la résolution spatiale des images. La résolution dépend de l'objectif utilisé et de la matrice d'intégration de la caméra. Pour couvrir la zone d'intérêt, l'éprouvette, avec une bonne résolution d'image, un objectif de 50 mm a été choisi. On peut jouer sur la fréquence d'acquisition pour éviter un volume de données rédhibitoire. Une fréquence élevée garantit un bon suivi des événements, mais produit une quantité élevée d'images qu'on doit être capable de stocker. À l'inverse, une fréquence plus faible donne des fichiers moins lourds à traiter, mais le risque de rater quelques phénomènes très rapides est avéré. La résolution spatiale de la caméra (640 x 512 pixels sur 14 bits) demande un volume de 560 Ko par image. En centrant la fenêtre d'enregistrement sur le seul échantillon, cette taille est réduite à 150 Ko. Avec la fréquence d'acquisition de 50 images par seconde, retenue pour les essais, chaque minute d'enregistrement correspond à un volume global de 440 Mo. Ce volume devient vite conséquent dès lors que le temps d'enregistrement se prolonge. La qualité des images est directement liée au temps d'intégration de la caméra, défini comme le temps donné à la caméra pour « accumuler » une quantité de photons dans le capteur. Plus ce temps est long, plus le nombre de photons percutant le capteur est élevé et la plage de températures se réduit en améliorant la sensibilité. Au contraire, avec un temps d'intégration très court, peu de photons arrivent jusqu'au capteur, avec une empreinte thermique élevée. Le temps d'intégration adopté de 3000 μ s donne une gamme de températures détectables entre 5°C et 35°C et une sensibilité suffisamment élevée.

La vitesse normale des éprouvettes en vibration est mesurée par un vibromètre Laser **Polytec OFV-505**, figure 2.16, qui fonctionne avec un Laser HeNe de classe II. Les principales caractéristiques techniques de ce vibromètre sont indiquées dans le tableau 2.7. Le balayage de la surface de l'éprouvette est réalisé grâce à un système de miroirs oscillants, le vibromètre restant immobile.

Tableau 2.7 - Caractéristiques du vibromètre Polytec OFV-505

| | |
|-------------------------------|-------------------|
| Dimensions | 120 x 80 x 345 mm |
| Poids | 3,4 kg |
| Laser | HeNe |
| Classe | Classe II, < mW |
| Température de fonctionnement | De 5° à 40° |

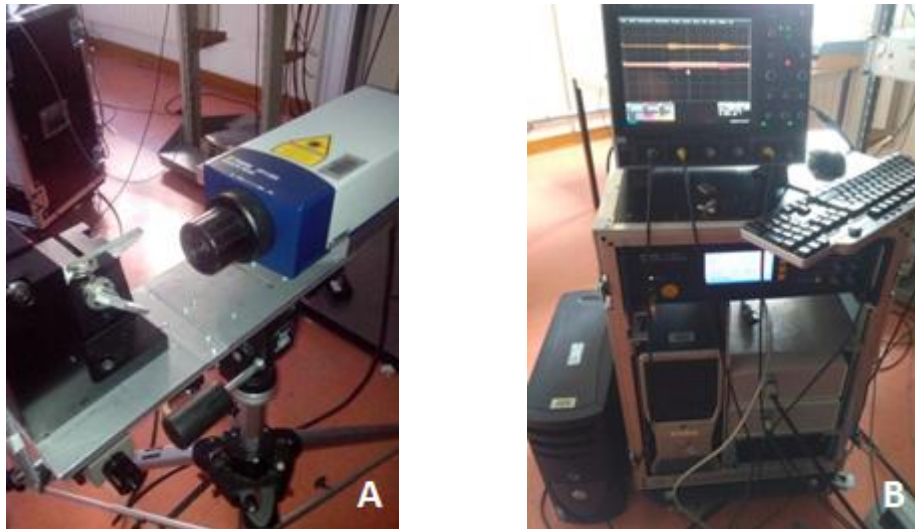


Figure 2.16 - Vibromètre Laser Polytec OFV-505 : (a) tête du Laser, (b) système de contrôle.

Le principe de l'acquisition au vibromètre repose sur l'effet Doppler qui consiste en un changement de fréquence relative entre deux objets en mouvement. En pratique, le vibromètre envoie un rayon qui est divisé en deux faisceaux de « référence » et de « mesure ». La mesure est focalisée sur l'échantillon grâce à une lentille puis réfléchi. Le déphasage entre le faisceau réfléchi par la surface en vibration et le faisceau de référence est proportionnel à un décalage de la fréquence. La vitesse de vibration de la surface réfléchissante est déterminée à partir de ce décalage et de la longueur d'onde du faisceau Laser.

Les deux acquisitions vibratoire et thermique ne peuvent être réalisées simultanément. En effet, le faisceau Laser est une source de chaleur sur la surface de l'éprouvette, détectée par la caméra, ce qui fausse l'acquisition thermique. C'est la raison pour laquelle une reproductibilité et une fiabilité de la méthode d'évaluation doivent être absolument assurées.

2.3.4 Choix de la fréquence d'excitation

Le premier paramètre d'essai qu'il faut analyser est la fréquence d'excitation des éprouvettes. Le choix passe a priori par la détermination des premières fréquences propres des échantillons. Vu la géométrie choisie (éprouvettes rectangulaires de dimensions 185x25x1,6 mm³) et le type de montage mécanique retenu (serrage sur les deux extrémités), les éprouvettes peuvent être assimilées à des poutres de section uniforme avec un double encastrement aux extrémités. Il est possible de démontrer que, pour cette configuration (hypotheses d'Euler-Bernoulli), les fréquences propres de vibration en flexion s'obtiennent par [Piersol et Harris, 1961] :

$$\omega_n \approx \frac{(2n + 1)^2 \pi^2}{4} \sqrt{\frac{EI}{\mu L^4}} \quad (2.3)$$

où ω_n est la pulsation propre d'ordre n de l'éprouvette/poutre en flexion, E le module de Young, I le moment quadratique de la section de l'éprouvette, μ la masse spécifique linéaire et L la longueur de l'éprouvette encastrée. Les fréquences, calculées à partir du module de Young estimé au § 2.2.3, des sept premiers modes des éprouvettes sont présentées dans le tableau 2.8.

Tableau 2.8 - Fréquences des sept premiers modes de vibration des éprouvettes.

| MODE | n | ω_n [rad/s] | f_n [Hz] |
|----------|-----|--------------------|------------|
| MODE I | 1 | 1463 | 232 |
| MODE II | 2 | 4063 | 647 |
| MODE III | 3 | 7964 | 1268 |
| MODE IV | 4 | 13165 | 2096 |
| MODE V | 5 | 19667 | 3131 |
| MODE VI | 6 | 27469 | 4374 |
| MODE VII | 7 | 36571 | 5823 |

Pour maximiser la vibration dans le matériau et, donc, pour optimiser sa réponse thermique, il faut exciter l'éprouvette avec ces valeurs estimées des fréquences propres. Les modes IV-V-VI et VII, qui possèdent plusieurs nœuds et ventres de vibrations, seraient les plus appropriés en considérant la plage de fréquences d'utilisation de l'excitateur. Mais le fait que l'excitateur soit positionné au milieu de l'éprouvette en imposant un déplacement, exclut que le point central de l'éprouvette corresponde à un nœud de vibration. Seuls les modes symétriques V et VII sont donc adéquats. Les éprouvettes/poutres encastrées aux deux extrémités sont excitées avec une **fréquence** voisine de **3100 Hz en mode V** ou de **5800 Hz en mode VII**.

Il est certain que ces fréquences estimées ne correspondent pas exactement aux fréquences propres des éprouvettes, le matériau n'est pas isotrope, les hypothèses d'Euler-Bernoulli de poutre encastrée aux deux extrémités ne représentent qu'imparfaitement la réalité et, de plus, la présence de l'excitateur au milieu est vue par le système comme une masse adjointe qui modifie la dynamique du système. Les fréquences calculées doivent donc être prises comme des approximations initiales autour desquelles, il faut rechercher les bonnes fréquences propres de l'éprouvette. Une étude plus approfondie est toujours envisageable mais on a privilégié une approche pragmatique, en faisant varier continûment la fréquence et en repérant les maxima de vibration avec le vibromètre Laser.

2.4 Résultats des essais de vibrothermographie

L'estimation de l'échauffement global du matériau sollicité en vibration est réalisée à partir de l'analyse du champ thermique en surface des éprouvettes. La comparaison des courbes d'échauffement entre les éprouvettes endommagées et une éprouvette saine de référence quantifie l'effet de l'endommagement sur les propriétés d'échauffement du matériau et conduit à l'identification d'une relation entre le comportement thermique et l'endommagement du matériau.

Un essai commence par la recherche du couple fréquence/amplitude optimal du point de vue de la réponse thermique et vibratoire, aux alentours de 3100 Hz et de 5800 Hz, fréquences calculées des modes propres symétriques V-VII de vibration des éprouvettes (§2.3.4). On fait varier la fréquence d'excitation autour de ces valeurs jusqu'à ce que l'échauffement global de l'éprouvette soit maximal et que la réponse vibratoire mesurée avec le vibromètre du mode désiré soit la plus proche possible de son profil théorique de vibration (les résultats de la vibrométrie sont donnés dans le cadre de l'étude locale, § 2.5). Pour optimiser et uniformiser l'émissivité du matériau et pour réduire la transparence du composite verre/époxy, les éprouvettes sont peintes avec une couche très fine de peinture noire mat.

Le mode V, autour de 3 kHz, n'a donné que des échauffements ni très élevés, ni très reproductibles. Le **mode VII** donne une réponse vibratoire/thermique satisfaisante avec un signal sinusoïdal de fréquence de 5 kHz et d'amplitude de 1.5 V, proche du maximum de 2 V toléré par l'excitateur, amplifié à 500 V rms. L'écart avec la fréquence calculée du mode VII, 5,8 kHz, s'explique par le fait que le modèle de poutre en vibration encastrée aux deux extrémités ne représente pas exactement le montage expérimental, en particulier, du fait que l'excitateur placé au milieu travaille en déplacement imposé et non en force imposée.

Le temps d'excitation est fixé à trois minutes. C'est un compromis entre le niveau d'échauffement recherché et la durée d'essai. Une durée plus importante aurait mis en jeu d'autres phénomènes thermiques, tels que la conduction ou la convection, qui rendraient plus complexe l'interprétation des résultats.

2.4.1 Analyse des thermogrammes de surface des éprouvettes

Après avoir réglé tous les paramètres et effectué les essais sur chaque éprouvette, les données thermiques sont analysées. L'échauffement moyenné sur la surface de l'éprouvette est déterminé à partir de la variation de température en surface. Afin de réduire les bruits d'acquisition, les images thermiques acquises avant le début de l'excitation vibratoire sont moyennées. Puis cette moyenne des images initiales est soustraite à l'ensemble des images thermiques enregistrées pendant les trois minutes. Cette soustraction donne l'échauffement moyen de la surface pendant l'excitation des trois éprouvettes testées, figure 2.17.

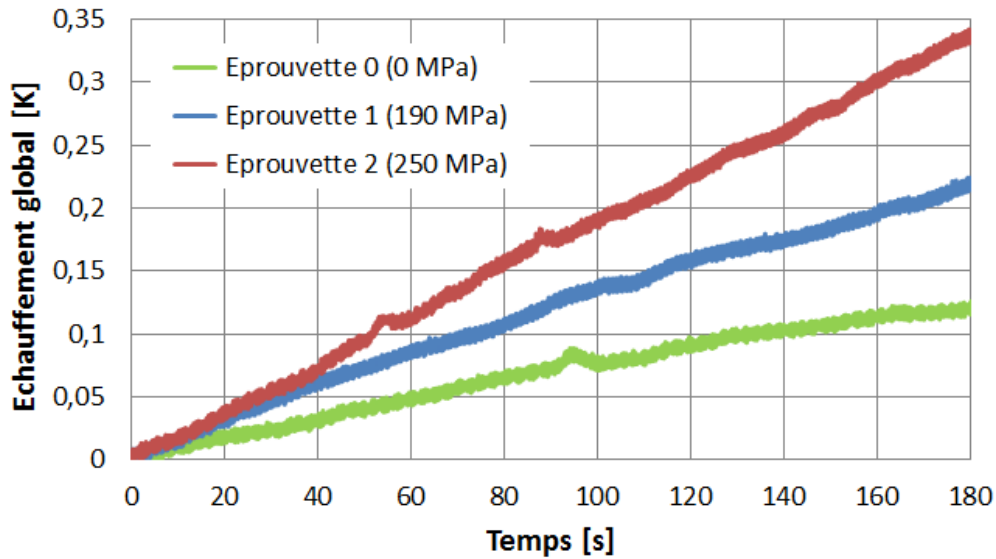


Figure 2.17 - Évolution de l'échauffement au cours de l'excitation pour les trois éprouvettes.

L'éprouvette 0, qui est dans un état non endommagé, présente un échauffement non négligeable au cours de l'excitation dû à la viscoélasticité de la résine époxy du composite, § 1.4. Le niveau d'échauffement est une fonction croissante de la contrainte de traction à laquelle chaque éprouvette a été endommagée, figure 2.17. Plus le matériau est endommagé, plus l'échauffement devient important.

On observe de petites discontinuités dans les courbes d'échauffement, autour de 55 et 90 MPa, qui correspondent soit à des événements dans le matériau, soit à des perturbations externes. Un phénomène interne au matériau, qui produit un échauffement quasi-instantané détecté avec la caméra au cœur de l'éprouvette, est probablement la création d'une fissure macroscopique ou un délaminage dans le composite, ce qui remettrait en question le caractère non-destructif de la technique. S'il s'agit d'une perturbation externe au système, des fluctuations d'air, par exemple, ou un problème technique lié à un recalibrage de la caméra pendant l'essai, sa nature physique peut être précisée au moyen de la déviation standard des mesures qui quantifie la dispersion spatiale des données par rapport à la valeur moyenne :

$$DS_T(t) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^N (T_i(t) - \bar{T}(t))^2}{N}} \quad (2.4)$$

où $DS_T(t)$ est la déviation standard de la température, $T_i(t)$ la température détectée pour le pixel i , $\bar{T}(t)$ la température moyenne de la surface à chaque instant d'acquisition et N le nombre global de pixels de l'image. Une image contient 70000 pixels, soit environ 1 milliard de pixels à traiter pour chaque acquisition. L'évolution, pendant les trois minutes de l'acquisition, de la dispersion de la distribution spatiale de la température des trois éprouvettes est tracée sur la figure 2.18.

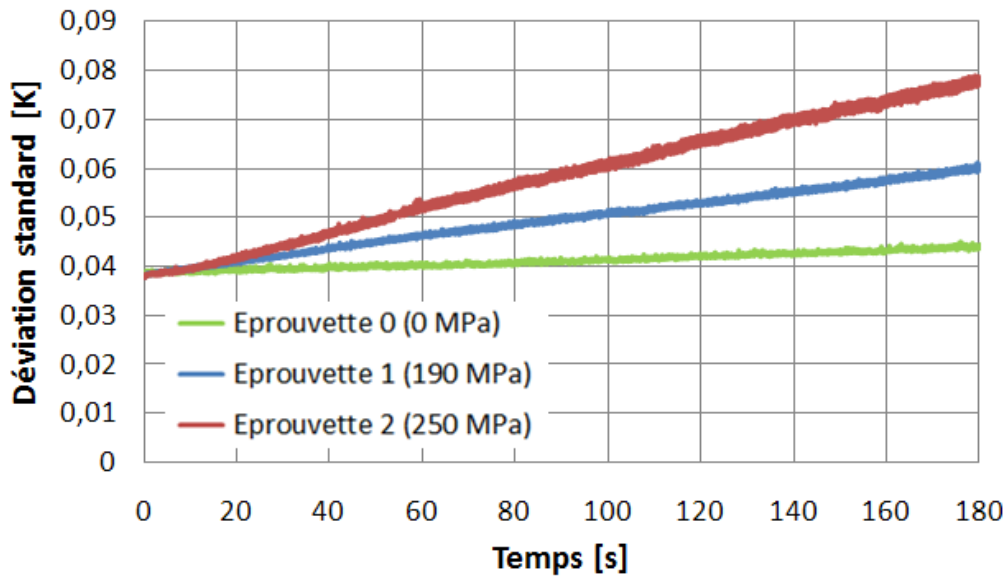


Figure 2.18 - Évolution de la dispersion de la distribution spatiale de la température des trois éprouvettes.

La déviation standard des mesures $DS_T(t)$ n'est jamais nulle ; la distribution spatiale de la température de l'éprouvette est dispersée et, donc, l'échauffement, figure 2.17, n'est que l'évolution d'une température moyenne de la surface à chaque instant d'acquisition. Ce simple calcul de la déviation standard, sans avoir besoin d'observer les images thermiques, démontre que l'échauffement des éprouvettes n'est pas homogène, et qu'il y a certainement des zones localisées présentant un échauffement privilégié. La localisation de ces zones et la confrontation avec le comportement vibratoire de l'éprouvette font l'objet de l'étude locale, menée dans le § 2.5.

La déviation standard des mesures $DS_T(t)$ n'est pas nulle au début des essais ; un bruit thermique affecte les mesures même si on homogénéise la surface initiale pour l'estimation de l'échauffement. Ce bruit initial est le même pour les trois éprouvettes, figure 2.18, ce qui montre la consistance de l'opération de soustraction de la moyenne des images initiales.

La déviation standard des mesures $DS_T(t)$ varie toujours de façon monotone croissante ; la différence d'échauffement entre différentes zones des éprouvettes augmente avec le temps d'excitation. Donc, des zones chauffent plus que d'autres et cette différence augmente au cours de l'essai.

Les pics détectés sur les courbes d'échauffement, figure 2.17, ne sont plus présents ; il n'y a pas de variation discontinue et non-monotone de la déviation standard qui quantifie la dispersion spatiale des données. Donc, le caractère non-destructif de la technique n'est pas à remettre en cause par un mécanisme local intrinsèque au matériau comme la création d'une fissure macroscopique ou un délaminage. L'hypothèse la plus crédible est donc que les pics détectés sont un phénomène global qui touche tout le système, provoqué par une perturbation externe, tel qu'un mouvement d'air, par exemple.

2.4.2 Reproductibilité des résultats

Les essais réalisés sans un matériau couplant entre l'excitateur et l'éprouvette conduisent à une mauvaise reproductibilité des résultats et un contact imparfait, en raison d'un mauvais alignement des surfaces, génèrent des échauffements très faibles. Pour quelques fréquences d'excitation, des résonances entre excitateur et éprouvette changent le mode de vibration de l'éprouvette. Un couplant constitué d'un simple disque de téflon est donc inséré et collé aux interfaces. Il améliore le contact entre excitateur et éprouvette et, donc, la reproductibilité des essais. Mais, il agit comme un absorbant amortissant la vibration dans le matériau et donc en réduisant son échauffement. Finalement, un ruban double adhésif garantit une bonne adhésion et une reproductibilité acceptable sans pour autant atténuer l'amplitude de la vibration d'excitation, et donc, des valeurs d'échauffement élevées. L'influence de la présence du couplant à l'interface excitateur-échantillon est représentée à la figure 2.19. Les échauffements à la fin de l'excitation sont jusqu'à deux fois plus élevés, avec une meilleure reproductibilité des résultats, comme le montrent les valeurs de la déviation standard de la température.

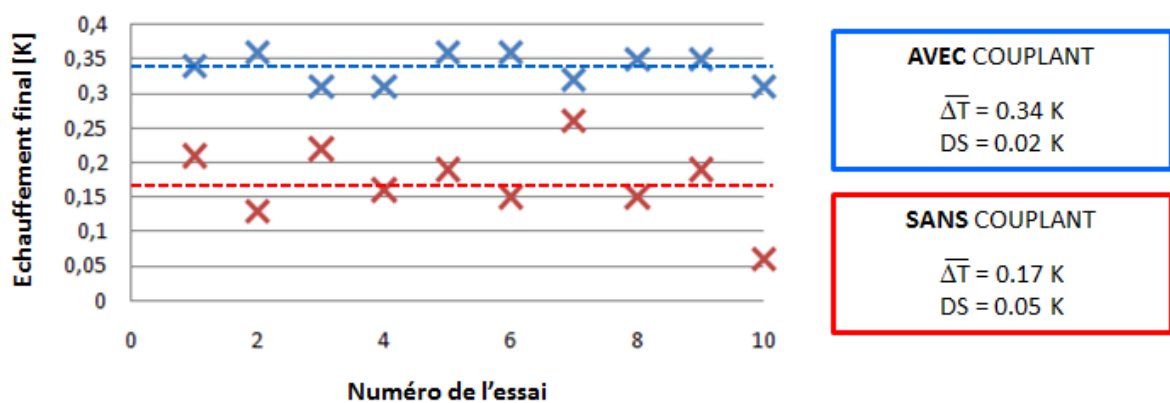


Figure 2.19 - Influence du couplant entre excitateur et éprouvette sur la dispersion des résultats.

2.4.3 Relation entre l'état d'endommagement du matériau et la vitesse d'échauffement

Pour évaluer l'état de l'endommagement, il faut définir un paramètre caractérisant le comportement thermique des éprouvettes endommagées, jouant un rôle analogue à celui de la densité de fissures pour l'endommagement. Le choix, assez classique, de l'échauffement à la fin de l'excitation conduit à la définition d'un paramètre dépendant de la durée d'excitation. La densité de microfissuration étant un indicateur intrinsèque à l'état d'endommagement, l'indicateur thermique doit l'être lui-aussi et, donc, il doit être indépendant de la durée d'excitation. L'échauffement des trois éprouvettes varie linéairement avec le temps d'excitation, figure 2.17. Une interpolation linéaire de la courbe d'échauffement de chaque éprouvette donne la pente de chaque courbe de tendance, comme l'illustre la figure 2.20. La régression linéaire interpole bien les données expérimentales, avec une valeur du coefficient de détermination R^2 proche de l'unité.

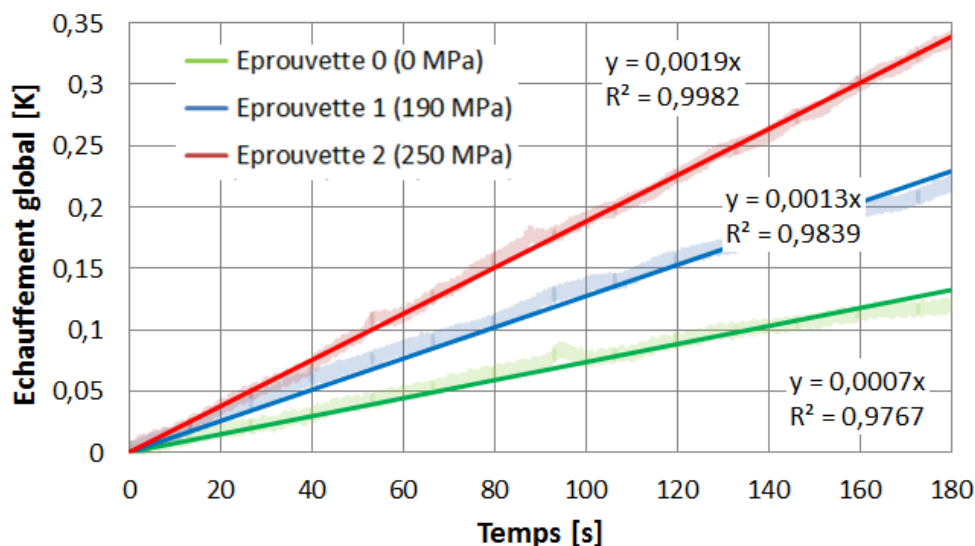


Figure 2.20 - Interpolation linéaire des courbes échauffement - temps d'excitation.

Physiquement, la pente de la courbe échauffement-temps d'excitation représente la vitesse d'échauffement du matériau. Elle ne dépend pas de la durée d'excitation. Sa valeur semble bien être corrélée avec la valeur de la contrainte de traction avec laquelle l'éprouvette a été endommagée. Les estimations de la vitesse d'échauffement sont reportées dans le tableau 2.9. La vitesse d'échauffement est, donc, l'indicateur thermique de l'état d'endommagement du matériau.

Tableau 2.9 - Vitesse d'échauffement estimée pour les trois éprouvettes

| Eprouvette | Contrainte [MPa] | ΔT_{surf} [mK/s] | R ² |
|--------------|------------------|--------------------------|----------------|
| Eprouvette 0 | 0 | 0,7 | 0.9767 |
| Eprouvette 1 | 190 | 1,3 | 0,9839 |
| Eprouvette 2 | 250 | 1,9 | 0.9982 |

Pour estimer l'influence de l'endommagement sur la vitesse d'échauffement, l'échauffement non nul de l'éprouvette saine, figure 2.17, doit être pris en compte. L'éprouvette saine non endommagée sert de référence. En l'absence de toute microfissuration, figure 2.8, la viscosité du composite est, sans doute, la seule source de l'effet vibrothermographique de l'éprouvette saine. La caractérisation de la morphologie de l'endommagement montre que les mécanismes d'endommagement qui affectent le composite : la fissuration transverse intra-torons, les décohésions inter-torons, et des ruptures de fibres, figure 2.9.a, se produisent à une échelle mésoscopique, celle du tissage des torons. En conséquence, il est très probable que ces modes de détérioration n'affectent pas la viscosité de la matrice époxy ; mécanisme de déformation localisé à l'échelle microscopique des chaînes de molécules du polymère. Et, donc, que la variation de la vitesse d'échauffement soit uniquement liée à la multifissuration mésoscopique.

L'équation de la chaleur peut alors s'écrire :

$$\rho C_p \frac{\partial \bar{T}}{\partial t} \Big|_{coeur} = \rho C_p \frac{\partial \bar{T}}{\partial t} \Big|_{surf} = \bar{q}_{VISCO} + \bar{q}_{ENDO} = \bar{q}_{SAIN} + \bar{q}_{ENDO} \quad (2.5)$$

où ρ est la masse volumique, C_p la capacité thermique massique, T la température, t le temps et q_{VISCO} , q_{ENDO} , q_{SAIN} les termes source liés aux effets viscoélastiques, à l'endommagement et au matériau sain, respectivement. La notation « $\bar{\quad}$ » indique que les différentes grandeurs sont moyennées spatialement.

L'égalité entre q_{VISCO} et q_{SAIN} est une conséquence du fait que le matériau sain ne présente pas d'endommagement et donc, que les sources de chaleur sont liées seulement à la viscosité de l'éprouvette de référence. La variation de la température à cœur l'éprouvette est égale à la variation de la température en surface lorsque la conductivité dans le matériau peut être négligée quand l'épaisseur est faible par rapport aux autres dimensions.

L'équation (2.5) devient en divisant les termes sources par la capacité thermique volumique :

$$\Delta \dot{T}_{coeur} = \Delta \dot{T}_{surf} = \frac{\bar{q}_{VISCO}}{\rho C_p} + \frac{\bar{q}_{ENDO}}{\rho C_p} = \Delta \dot{T}_{VISCO} + \Delta \dot{T}_{ENDO} = \Delta \dot{T}_{SAIN} + \Delta \dot{T}_{ENDO} \quad (2.6)$$

où les termes $\Delta \dot{T}_x$ sont les vitesses d'échauffement.

L'influence de l'endommagement sur le comportement thermique du matériau est, donc, estimée avec une simple soustraction entre la vitesse d'échauffement du matériau endommagé et la vitesse d'échauffement du matériau sain. Dans le terme $\Delta \dot{T}_{ENDO}$, sont pris en compte tous les effets de l'endommagement sur le comportement thermique du matériau, tels que le frottement des fissures, mais aussi un changement improbable de la viscosité de la matrice. Ces effets sont indiscernables et il est impossible, de manière directe, d'évaluer la contribution de chaque phénomène sur le changement de température des éprouvettes. En définitive, le but est d'évaluer les effets de l'état d'endommagement du matériau sur son comportement thermique global, ce que l'on représente par $\Delta \dot{T}_{ENDO}$.

Trois indicateurs d'endommagement sont ainsi définis ; une variable ayant un sens physique clair, **la densité de microfissures**, une variable mécanique, **la variation du module de Young** longitudinal dans le sens du chargement et un paramètre thermique, **la vitesse d'échauffement global** liée à l'endommagement des éprouvettes. Les valeurs obtenues pour chaque indicateur et pour chaque éprouvette sont données dans le tableau 2.10. Une corrélation linéaire est observée entre ces trois indicateurs d'endommagement, figure 2.21.

Tableau 2.10 - Indicateurs de l'état d'endommagement.

| Eprouvette | Contrainte [MPa] | Densité de fissure β [mm ⁻¹] | Variation module Young [%] | $\dot{\Delta T}_{SAIN}$ [mK/s] | $\dot{\Delta T}_{ENDO}$ [mK/s] |
|--------------|------------------|--|----------------------------|--------------------------------|--------------------------------|
| Eprouvette 0 | 0 | 0 | 0 | 0,7 | 0 |
| Eprouvette 1 | 190 | 0,34 | 8,8 | 0,7 | 0,6 |
| Eprouvette 2 | 250 | 0,69 | 17,4 | 0,7 | 1,2 |
| Eprouvette 3 | 280 | - | - | - | - |

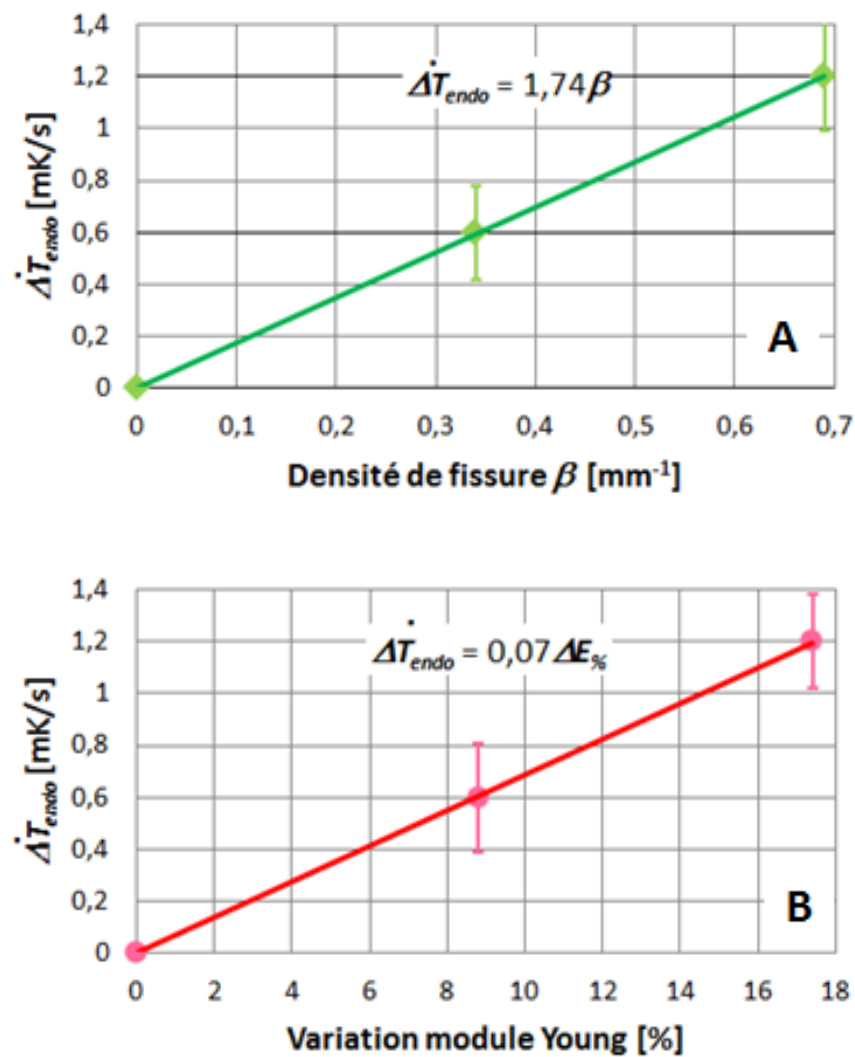


Figure 2.21 - Corrélation linéaire entre la vitesse d'échauffement liée à l'endommagement et (A) la densité de fissures et (B) la variation du module de Young.

2.5 Etude locale de l'échauffement des éprouvettes

L'évolution de la déviation standard, *i.e.*, la dispersion de la distribution spatiale de la température, figure 2.18, montre que l'échauffement des éprouvettes n'est pas homogène et comporte des zones à « échauffement privilégié ». Après avoir homogénéisé spatialement l'échauffement, l'étude locale se focalise sur ces zones afin de mieux comprendre les sources de chaleur vibrothermographiques.

2.5.1 Visualisation de l'échauffement par caméra thermique

On observe d'abord les images thermiques telles qu'elles sont acquises par la caméra thermique. Leur contraste a déjà été amélioré par la moyennisation et la soustraction des images initiales lors de l'estimation de l'échauffement global, § 2.4.1. Les Images thermiques de l'échauffement de l'éprouvette 1, endommagée à 190 MPa, à différents instants d'observation au cours de l'excitation vibratoire sont représentées sur la figure 2.22. L'échauffement n'est clairement pas homogène sur la surface de l'éprouvette comme le montrait la déviation standard. En particulier, on observe une zone d'échauffement au milieu de l'éprouvette liée à la position de l'excitateur et la formation de bandes verticales d'échauffement alternées sur toute la longueur de l'éprouvette que l'on peut rapprocher des déplacements modaux de la vibration de l'éprouvette. Toutefois, ces images restent très bruitées et se prêtent mal à une interprétation plus détaillée.

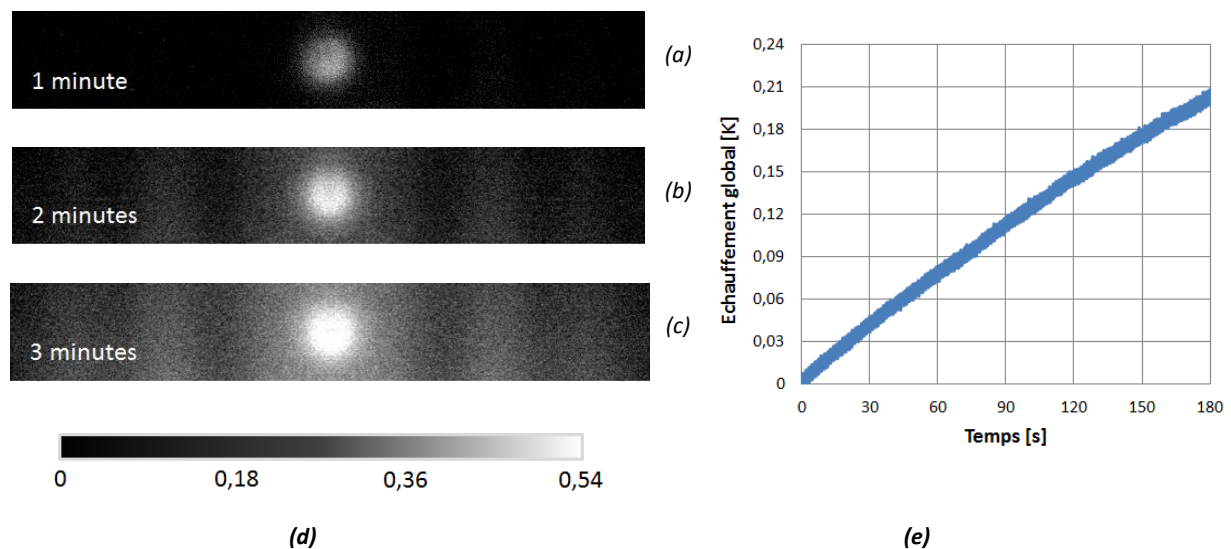
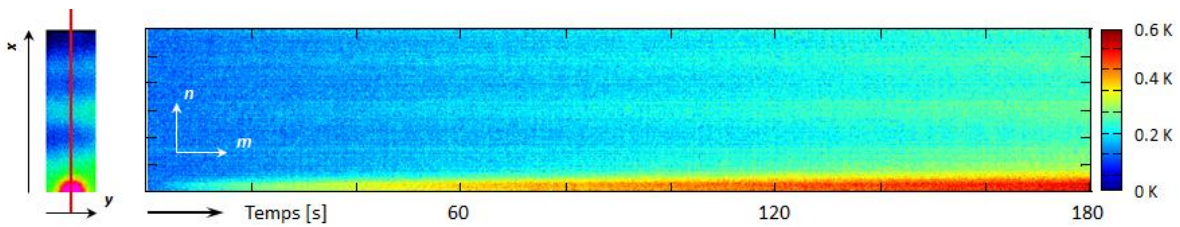


Figure 2.22 – Visualisation des images thermiques et de l'échauffement au cours de l'essai vibratoire, éprouvette 1 endommagée à 190 MPa, (a) 1', (b) 2' et (c) 3' de temps d'excitation, (d) échelle des niveaux de gris (en [K]), (e) courbe échauffement - temps d'excitation.

2.5.2 Cartographie spatio-temporelle de l'échauffement des éprouvettes

L'acquisition par la caméra thermique donne une série temporelle d'images thermiques de la variation spatiale de la température en surface des éprouvettes. Pour identifier, en une seule image, le caractère spatial-temporel de la variation de la température, une nouvelle cartographie est introduite. Cette visualisation spatial-temporel est obtenue par une moyennisation en une image unique d'une série de cartographies spatio-temporelles.

Une cartographie spatio-temporelle $Im(n, m)$ est une matrice $T(x_i, t)$ de l'évolution temporelle de la température d'un ensemble de points à y_i fixé, t est le temps et x_i les coordonnées d'un point, *i.e.*, un pixel. L'image est obtenue en fixant un code couleur à chaque valeur de la matrice. La figure 2.23 est un exemple d'une cartographie de l'évolution temporelle de la température des points sur la ligne moyenne rouge de l'éprouvette. Par symétrie, seule la moitié de l'éprouvette est examinée.



$$Im(n, m) = T(x, y = L/2, t) = T(n\Delta x, L/2, m\Delta t) \quad (2.7)$$

Figure 2.23 - Cartographie spatio-temporelle de la ligne moyenne (en rouge) de la demi-éprouvette 1.

Cette opération est réalisée pour chaque ligne de pixels selon toute la largeur de la demi-éprouvette et on obtient une série de 90 cartographies spatio-temporelles, 90 puisqu'il y a 90 pixels dans la direction y , la largeur, de l'éprouvette. La taille de chaque cartographie est de 9000 x 300 ; 9000 est le nombre de trames de l'acquisition de 3 minutes à 50 Hz et 300 le nombre de pixels dans la demi-longueur suivant x . Malgré cela, les images restent encore très bruitées et des pixels manquants donnent des lignes noires sur quelques images.

La réalisation d'une image unique représentant la réponse globale de l'éprouvette consiste à moyenner les 90 images qui composent la série de cartographies spatio-temporelles. Cette cartographie spatio-temporelle unique moyennée dans la largeur de l'éprouvette est représentée sur la figure 2.24. L'intérêt de cette cartographie spatio-temporelle moyennée est de parvenir à une seule image thermique par éprouvette qui conserve l'information temporelle, avec un contraste et un rapport signal/bruit nettement améliorés. Toutefois, le relevé autour de l'excitateur est erroné parce qu'on a moyenné un phénomène qui n'est pas homogène dans la largeur, la zone de contact avec l'éprouvette étant plus petite que sa largeur, figure 2.14.

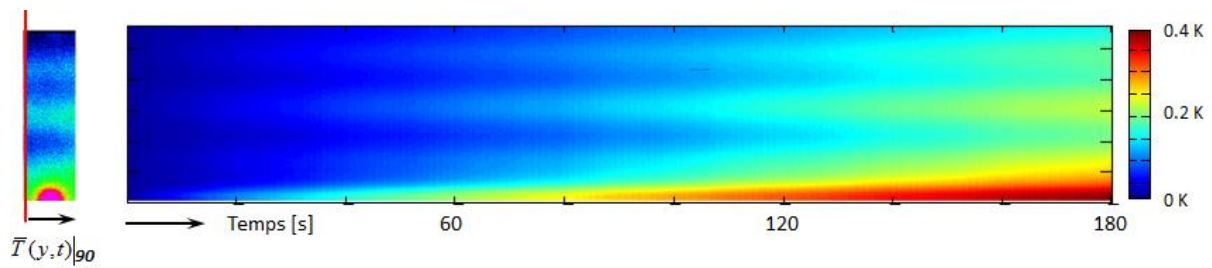


Figure 2.24 - Cartographie spatio-temporelle globale moyennée de la demi-éprouvette 1.

Cette cartographie spatio-temporelle moyennée révèle clairement la génération de zones « chaudes », marquées **C**, alternées à de zones « froides », marquées **F**, figure 2.25. L'adjectif froid est à considérer relativement aux zones qui s'échauffent davantage. Trois zones chaudes se succèdent en alternance avec deux zones froides de mêmes dimensions. L'échauffement de ces zones croît pendant toute la durée de l'essai. Le mors engendre une zone froide deux fois moins étendue que les 3 zones chaudes et les 2 zones froides.

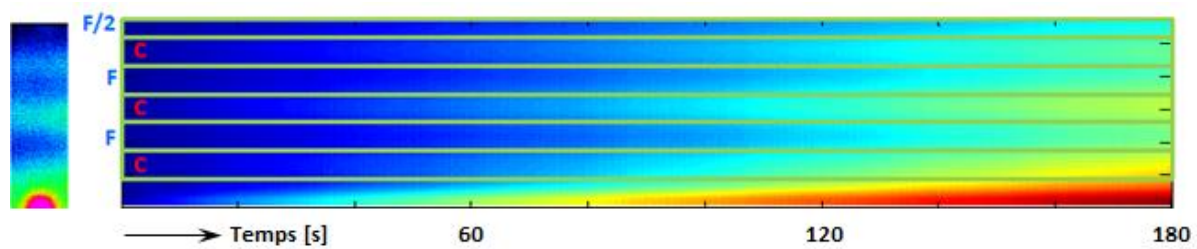


Figure 2.25 - Alternance des zones « chaudes » (C) aux zones « froides » (F), éprouvette 1.

L'agrandissement d'une portion de l'image des premières 5 secondes d'excitation, avec une échelle de couleurs recalée pour améliorer la visualisation, figure 2.26.c, montre clairement que **la formation des zones alternées est quasi-instantanée dès que l'excitation est engendrée**. Ce qui confirme que l'échauffement détecté est bien engendré par des mécanismes internes tels que la microfissuration de l'éprouvette et la viscosité du matériau. Il n'est donc pas dû à une propagation de chaleur provenant de l'excitateur.

Si on s'intéresse à la première minute d'excitation et à la zone plus proche de l'excitateur, la zone 1 sur la figure 2.26.a, son échauffement se confond rapidement, au bout de 40'' environ, avec celui dû à l'excitateur. Cette zone est saturée par l'excitateur et ne doit donc pas être prise en compte dans une estimation des sources vibrothermographiques.

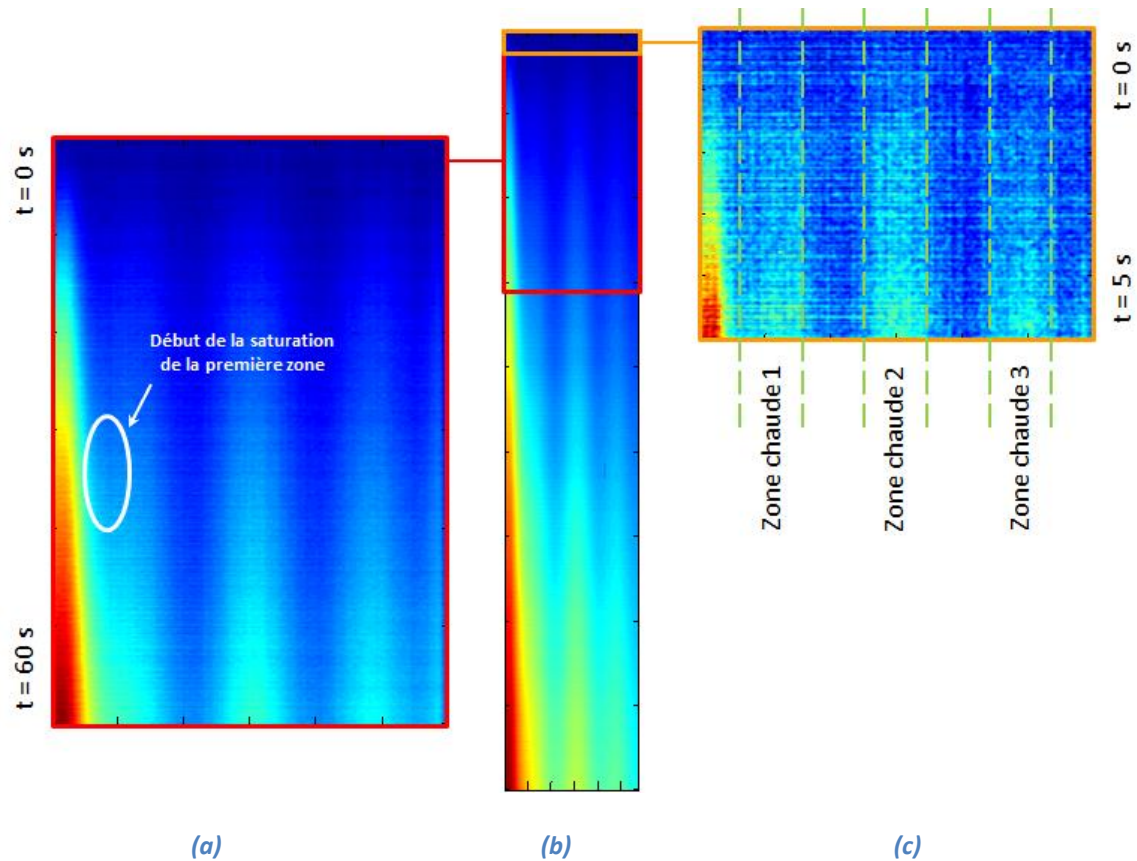


Figure 2.26 - Agrandissement des 5 premières secondes d'échauffement (c) et de la première minute (a) de la cartographie spatio-temporelle globale moyennée (b) de la demi-épreuve 1.

2.5.3 Profil spatial de l'échauffement et comparaison avec le profil de vibration acquis par vibrométrie Laser

Si on ajoute une moyenne sur l'axe temporel à la moyenne sur la largeur de l'éprouvette de la cartographie spatio-temporelle, on obtient la visualisation du profil de température sur l'éprouvette selon la demi-longueur, figure 2.27.

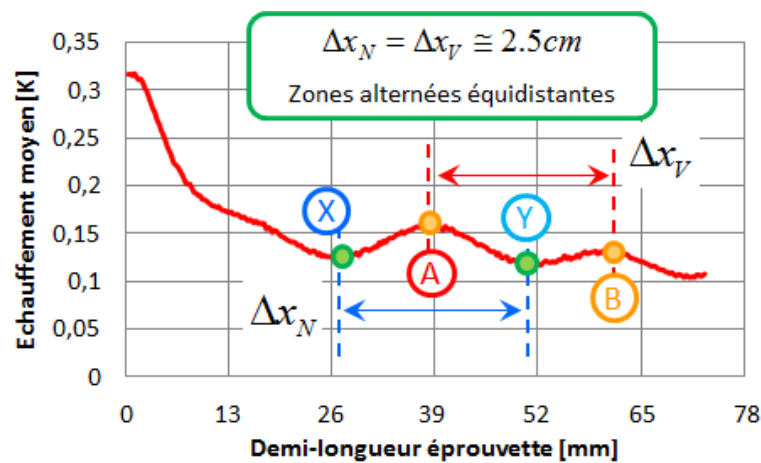


Figure 2.27 - Estimation des « nœuds X-Y » et des « ventres A-B » thermiques à partir du profil de température sur la demi-longueur, éprouvette 1.

Sur le profil de température, figure 2.27, le pic central de température lié à l'excitateur est bien visible, ainsi que les trois zones définies sur la figure 2.25. La position des maxima et des minima d'échauffement est localisée avec précision sur l'éprouvette. Ces nœuds et ces ventres thermiques sont équidistants comme attendu et donnent la largeur des zones alternées chaudes ou froides. Seuls les nœuds et les ventres situés en dehors de la zone centrale saturée par l'excitateur, sont aisément détectables. Ils sont indiqués par les lettres X et Y pour les nœuds et A et B pour les ventres, figure 2.27.

La variation de température de ces 4 points nodaux, dont la position relative sur l'éprouvette est estimée, figure 2.27, est tracée sur la figure 2.28. Les nœuds thermiques ont un échauffement identique mais cependant non nul. Cela peut s'expliquer si les nœuds thermiques ne coïncident pas parfaitement avec des nœuds vibratoires ; l'amplitude de la vibration n'y est pas nulle ce qui induit une génération de chaleur, ou bien si la conduction provenant de l'excitateur ou des ventres thermiques voisins n'est pas négligeable. Les deux ventres thermiques présentent un échauffement différent ; l'amplitude de la vibration est plus grande au ventre A qu'au ventre B, ou bien un gradient thermique avec l'excitateur ou avec les mors déséquilibre le bilan thermique local.

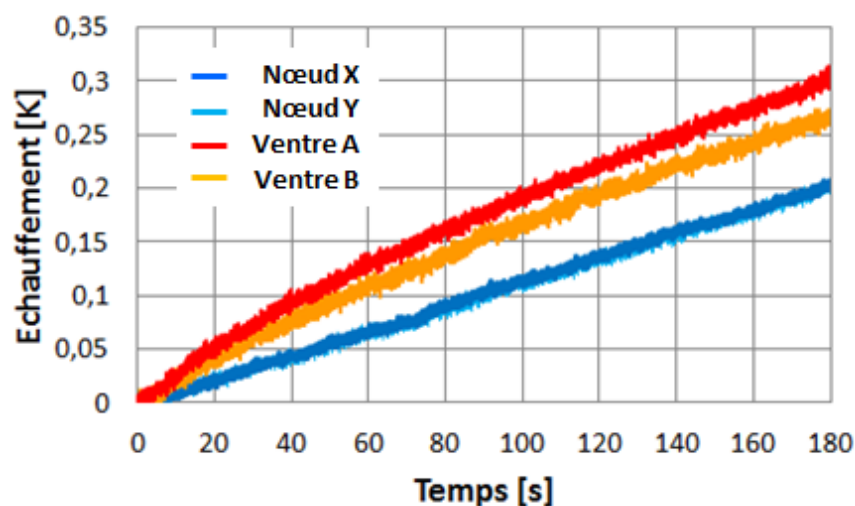


Figure 2.28 - Échauffement des nœuds et des ventres thermiques.

Pour trancher entre de la convection et un effet de l'amplitude aux points nodaux, le profil des vitesses le long de l'éprouvette en vibration est acquis avec le vibromètre Laser, § 2.3.3. Ce profil de vibration est comparé au profil de température de la figure 2.27, en normalisant la température et la vitesse de vibration, figure 2.29.

Les nœuds et les ventres thermiques sont en bonne concordance spatiale avec les nœuds et des ventres vibratoires. Effectivement, l'échauffement de l'éprouvette dépend de l'amplitude de la vibration. Néanmoins, l'amplitude n'est pas exactement nulle aux nœuds de vibration. La fréquence d'excitation de l'éprouvette ne doit pas être une fréquence propre exacte du matériau, ce qui provoque un léger échauffement des nœuds. Les deux ventres A et B montrent une réponse similaire en vibration, mais pas en échauffement, ce qui montre l'existence d'un gradient thermique dans l'éprouvette.

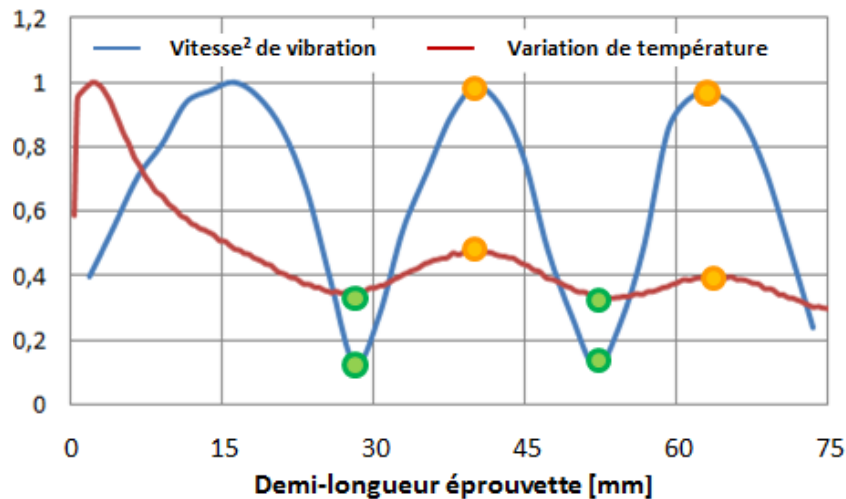


Figure 2.29 - Comparaison du profil de vibration et du profil de température, (bleu) carré de la vitesse de vibration et (rouge) échauffement.

La vibrométrie Laser permet une visualisation de la distribution de l'amplitude du déplacement normal le long de l'éprouvette et, donc, permet de connaître et de comprendre le mode vibratoire excité. L'amplitude du déplacement normal de la surface de contact avec l'excitateur, $1,1 \mu\text{m}$, est égale au déplacement imposé par l'excitateur. Le maximum de l'amplitude, au niveau des ventres est de $4,9 \mu\text{m}$. La reconstruction de la forme modale de la vibration de l'éprouvette 1 est tracée sur la figure 2.30. Elle est cohérente avec les images thermiques, figure 2.22. La zone centrale perturbée par l'excitateur, qui altère le mode propre de vibration de l'éprouvette, y est bien visible.

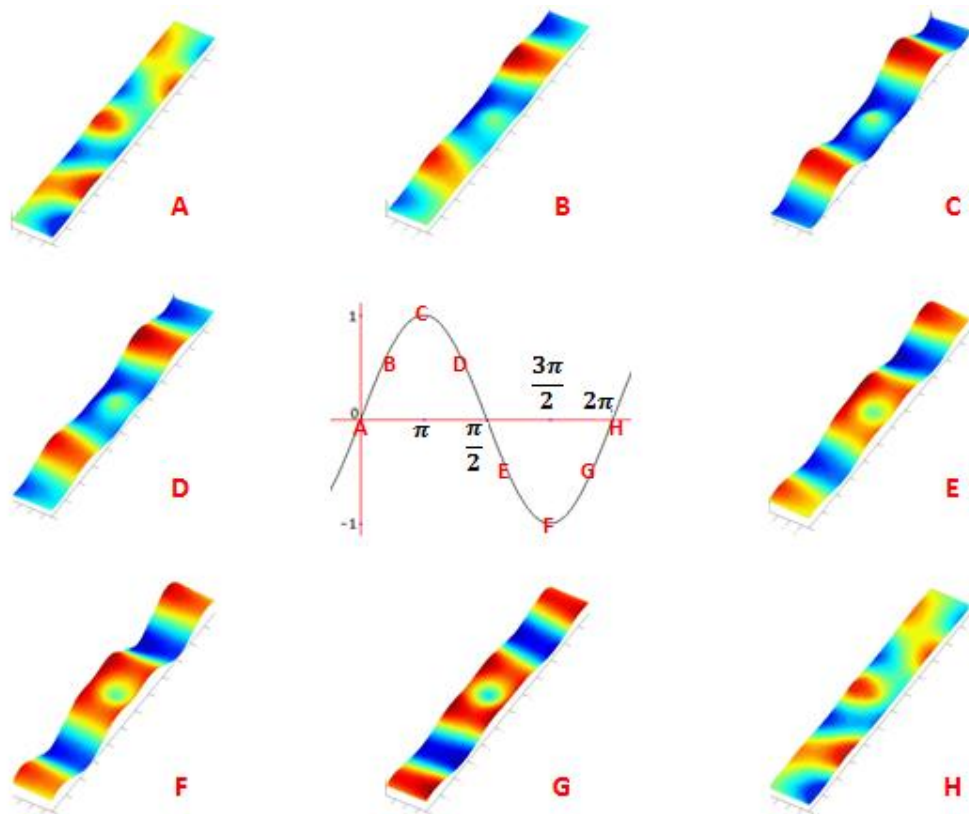


Figure 2.30 - Reconstruction par vibrométrie Laser de la forme modale de vibration de l'éprouvette 1 à 5 kHz.

2.5.4 Influence de l'excitateur

La compréhension de la variation temporelle et spatiale de la température mène à une estimation, un peu approximative, les sources vibrothermographiques en jeu. Trois sources contribuent à l'échauffement global de l'éprouvette ; l'excitateur, l'endommagement et la viscosité.

La source liée à l'excitateur peut être représentée par une source ponctuelle, figure 2.31.

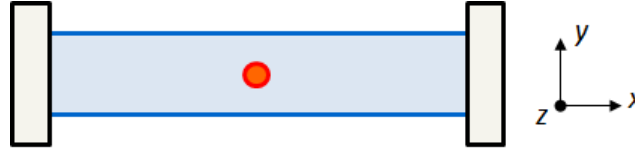


Figure 2.31 – Représentation de la source liée à l'excitateur par une source ponctuelle.

En supposant une source thermique identique dans toute l'épaisseur, la source de chaleur $q_S(\bar{z}, t)$ engendrée par l'excitateur peut être estimée à partir de la variation de la température au point d'application :

$$\rho C_p \frac{\partial T_E}{\partial t} = q_S(\bar{z}, t) \quad (2.8)$$

où ρ est la masse volumique, C_p la capacité thermique et T_E la température détectée avec la caméra au point d'application de la vibration. L'évolution temporelle de la température au point d'application de la vibration $T_E(t)$ étant acquise avec la caméra thermique, une interpolation polynomiale suffit pour calculer sa dérivée temporelle.

La masse volumique est estimée, par pesée, à 1700 kgm^{-3} . La capacité thermique devait être, *a priori*, mesurée expérimentalement. La capacité thermique que l'on retiendra est celle d'un matériau présentant les mêmes caractéristiques que le composite étudié, estimée à $950 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$ [Cecen et al., 2008]. L'équation (2.8) est une formulation temporelle de la source de chaleur, qui varie donc avec le temps. $q_S(\bar{z}, t)$ est toujours positive, monotone et décroissante ; la source est maximale au début de l'essai puis elle décroît jusqu'à l'équilibre thermique de l'éprouvette. La résolution de l'équation (2.8), avec $\rho = 1700 \text{ kgm}^{-3}$, $C_p = 950 \text{ Jkg}^{-1}\text{K}^{-1}$ et l'acquisition de $T_E(t)$, donne une valeur estimée de la source, au début d'essai, de **13600 Wm^{-3}** , soit une puissance de 0.4 W.

L'influence de la source de l'excitateur sur l'échauffement global de l'éprouvette peut être précisée par une simulation numérique. L'éprouvette ayant une dimension caractéristique bien plus grande, la longueur, que les deux autres, le domaine est représenté par une ligne 1D avec, pour conditions aux limites, la source thermique de l'excitateur d'un côté et la température imposée des mors pour l'autre, figure 2.32. La variation de la température le long de la ligne médiane de l'éprouvette dépend de la source thermique $q_S(0, t)$ estimée de l'excitateur :

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{q_S(0, t)}{\rho C_p} \quad (2.9)$$

où α est la diffusivité thermique. L'objectif est d'évaluer la variation de la température dans la ligne qui représente la ligne moyenne de l'éprouvette avec la source thermique estimée pour l'excitateur.

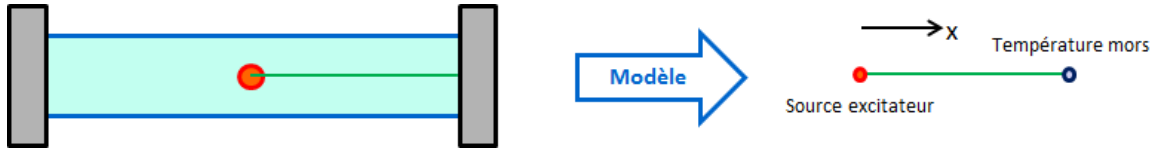


Figure 2.32 - Modélisation de l'éprouvette avec sa ligne moyenne et imposition de conditions aux bords.

L'équation (2.9), équation différentielle aux dérivées partielles, est résolue numériquement par la méthode des différences finies. Le domaine est discrétisé et les deux dérivées sont remplacées par une approximation de Taylor. Une approche FTCS, *Forward in Time, Centered in Space*, donne une formulation explicite dans laquelle la dérivée temporelle est remplacée par une approximation décentrée ; en avance temporellement pour qu'elle soit explicite, et une discrétisation centrée pour la dérivée spatiale d'ordre deux :

$$\begin{aligned}\frac{\partial T}{\partial t} &\cong \frac{T_i^{P+1} - T_i^P}{\Delta t} + o(\Delta t) \\ \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} &\cong \frac{T_{i+1}^P - 2T_i^P + T_{i-1}^P}{\Delta x^2} + o(\Delta x^2)\end{aligned}\quad (2.10)$$

où Δt et Δx sont, respectivement, les pas de discrétisation temporelle et spatiale. L'équation de la chaleur (2.9) est discrétisée par différences finies :

$$T_i^{P+1} = T_i^P \left(1 - 2\frac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2} \right) + \frac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2} T_{i+1}^P + \frac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2} T_{i-1}^P + \frac{\Delta t q_s(0, t)}{\rho C_p} \quad (2.11)$$

où l'index P est pour la discrétisation temporelle et i pour la discrétisation spatiale. Cette équation est résolue par itération et donne la température au pas temporel $P+1$ de tous les points du maillage du domaine i en connaissant les valeurs à gauche ($i-1$) et à droite ($i+1$) à l'instant temporel précédent (P). Du fait qu'une méthode FTCS soit intrinsèquement stable, la convergence est assurée si et seulement si la seule condition de stabilité :

$$\frac{\alpha\Delta t}{\Delta x^2} \leq \frac{1}{2} \quad (2.12)$$

soit respectée par les discrétisations spatiale et temporelle.

Le résultat de cette simulation est représenté sur une cartographie spatio-temporelle, figure 2.33. L'échauffement dans l'éprouvette provoqué par l'excitateur reste confiné dans une zone étroite et n'a pas le temps de diffuser dans toute l'éprouvette. L'échauffement maximal correspond à l'échauffement au point d'excitation détecté sur les images thermiques au cours de l'essai vibratoire, figure 2.22. Cette simulation montre que la conduction dans l'éprouvette liée à la source thermique engendrée par l'excitateur est négligeable. La différence d'échauffement entre les deux ventres de vibration, figure 2.29, ne sont pas donc imputables à la diffusion de la chaleur provenant de l'excitateur. Cette différence, somme toute assez insignifiante, s'explique, donc, par un gradient thermique venant du mors et du ventre d'échauffement voisins.

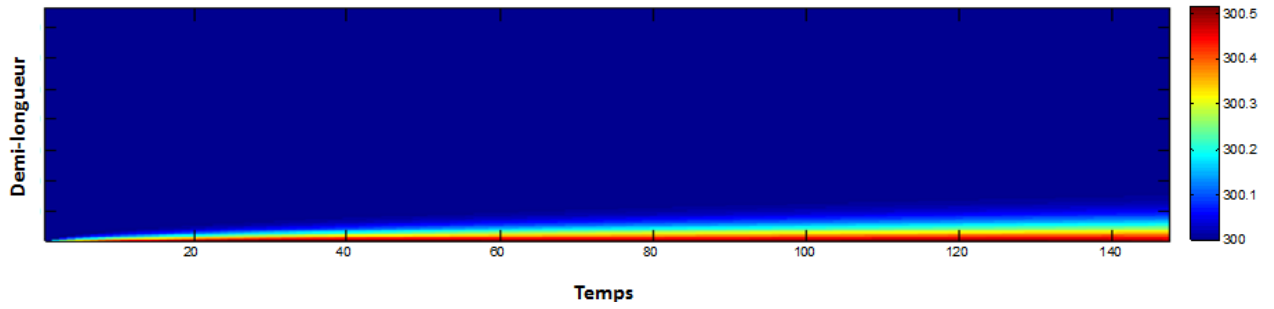


Figure 2.33 – Simulation numérique de l'évolution de la température due à l'effet de la présence de l'excitateur (situé en bas à gauche).

2.5.5 Estimation des sources vibrothermographiques

Dans le matériau sain, l'échauffement vibrothermographique est dû à la viscosité de la matrice, § 2.4.3. Cette source de chaleur est estimée en considérant la zone entre le nœud X et le ventre B de l'éprouvette saine, figure 2.27. Puisque l'excitateur a une contribution négligeable, § 2.5.4, la seule source de chaleur significative dans l'éprouvette saine est liée à la viscosité. Dans cette zone, l'équation de la chaleur peut être écrite :

$$\rho C_P \frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + q_{VISCO}(x, t) \quad (2.13)$$

où $q_{VISCO}(x, t)$ est le terme source lié à la viscosité du composite sain. $q_{VISCO}(x, t)$ dépend de la vibration de l'éprouvette; plus l'amplitude de la vibration est élevée, plus la source thermique s'accroît et, par conséquent, le terme source $q_{VISCO}(x, t)$ varie temporellement, mais aussi spatialement. Comme la variation de température est estimée dans les essais, la seule inconnue de l'équation (2.13) est ce terme source. En particulier, la dérivée temporelle et le Laplacien de la température peuvent être estimés en utilisant la matrice de cartographie spatio-temporelle de l'éprouvette saine. Une interpolation polynomiale des lignes et des colonnes de la matrice donne l'estimation de la dérivée première ; les colonnes, et de la dérivée seconde ; les lignes. L'évolution de ces deux dérivées de la température est illustrée sur la figure 2.34. La dérivée temporelle est toujours positive puisque l'échauffement est croissant. Le signe du Laplacien dépend lui, de la zone considérée. Il est positif aux nœuds de vibration, N sur la figure 2.34, et il est négatif aux ventres V , en accord avec l'équation (2.13). La source visqueuse croît lorsqu'on se rapproche d'un ventre et décroît lorsqu'on se rapproche d'un nœud de vibration.

La même démarche peut s'appliquer au matériau endommagé. Le terme source lié à l'endommagement est rajouté à l'équation de la chaleur (2.13) :

$$\rho C_P \frac{\partial T}{\partial t} = k \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + q_{VISCO}(x, t) + q_{ENDO}(x, t) \quad (2.14)$$

où $q_{ENDO}(x, t)$ représente les sources créées par l'endommagement. Sont pris en compte tous les effets de l'endommagement ; le frottement des microfissures, mais aussi la variation improbable de la viscosité de la matrice, effets que l'on ne peut dissocier, § 2.4.3. La procédure est identique à celle utilisée pour le matériau sain pour l'estimation de la dérivée temporelle et du Laplacien par

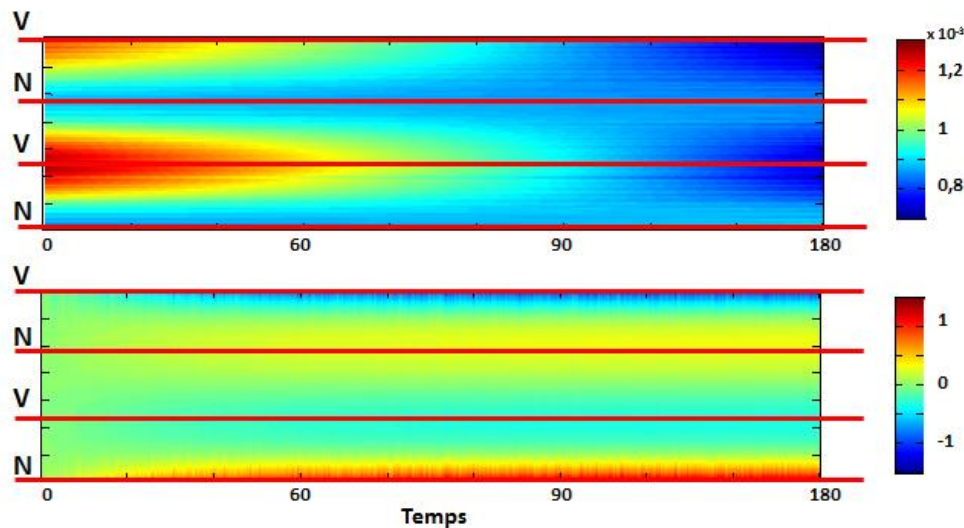


Figure 2.34 - Estimation des dérivées temporelle (en haut) et spatiale (en bas) de la source visqueuse. Les lignes rouges représentent les nœuds (N) et les ventres (V).

interpolation de la matrice de cartographie. Après soustraction du terme visqueux, *i.e.*, sain, le profil de distribution spatiale des sources liées à l'endommagement est obtenu en moyennant selon l'axe temporel, figure 2.35.

Le profil spatial de la source présente la même allure que le profil de température entre le nœud X et le ventre B, figure 2.27. La distribution des sources dépend donc bien du profil de vibration de l'éprouvette. Ceci est dû à la distribution homogène, le long de l'éprouvette, de la densité de microfissures. Les sources évaluées aux nœuds de vibration, qui subissent un échauffement égal, figure 2.27, produisent des valeurs analogues, voisines de 800 Wm^{-3} . L'échauffement différent des ventres se traduit naturellement par une différence des termes sources, figure 2.35.

La vitesse d'échauffement est définie comme le rapport entre les termes sources moyennées sur toute l'éprouvette et la capacité thermique volumique, équation (2.6). Une comparaison entre les valeurs calculées avec l'équation de la chaleur (2.14) et les valeurs estimées expérimentalement, § 2.4.2, est possible en moyennant les différents termes sources vibrothermographiques pour les trois éprouvettes testées, tableau 2.11.

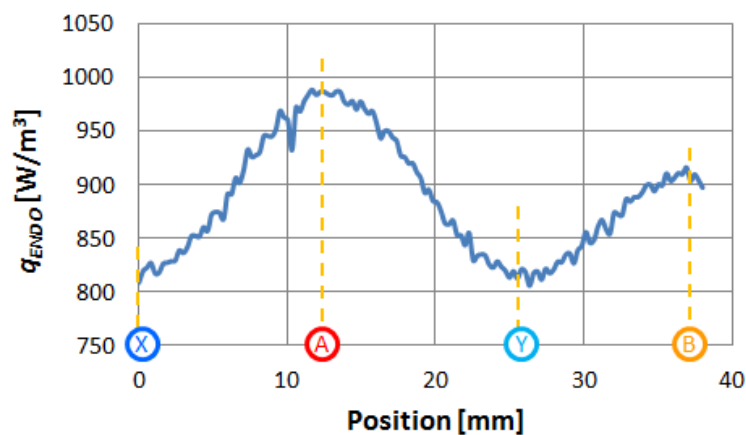


Figure 2.35 - Profil spatial entre le nœud X et le ventre B des sources thermiques liées à l'endommagement, éprouvette 1.

Tableau 2.11 - Estimation des sources thermiques moyennes pour les trois éprouvettes.

| | $\bar{q}_{VISCO} = \bar{q}_{SAIN} \text{ [W/m}^3\text{]}$ | | $\bar{q}_{ENDO} \text{ [W/m}^3\text{]}$ | |
|--------------|---|--------|---|--------|
| | Expérimental | Calcul | Expérimental | Calcul |
| Eprouvette 0 | 1130 | 1071 | 0 | 0 |
| Eprouvette 1 | 1130 | 1071 | 969 | 888 |
| Eprouvette 2 | 1130 | 1071 | 1938 | 1745 |

Une bonne concordance est observée entre les valeurs expérimentales et les valeurs calculées, tableau 2.11. Néanmoins, les sources calculées sont légèrement inférieures à celles estimées expérimentalement, en raison de l'approximation dans une zone limitée de l'éprouvette, entre le nœud X et le ventre B, des valeurs calculées alors que les valeurs expérimentales sont estimées sur toute la surface de l'éprouvette.

La source thermique la plus importante est l'excitateur. Mais, sa contribution à l'échauffement global reste limitée à une région réduite de l'éprouvette et son effet est négligeable sur la durée de l'excitation des essais. La distribution spatiale des sources vibrothermographiques ; endommagement et viscosité, est estimée à partir des profils de température pour les trois éprouvettes en utilisant une représentation thermique 1D. Les valeurs calculées des sources créées par l'endommagement et de la source liée à la viscosité du composite sain sont en bonne concordance avec celles estimées expérimentalement à partir des courbes d'échauffement global du matériau.

2.6 Caractère prédictif de l'évaluation non-destructive de l'état d'endommagement du composite

2.6.1 Validation du caractère non-destructif de la vibrothermographie

L'analyse de l'effet de la microfissuration sur la réponse thermique d'une éprouvette endommagée repose largement sur l'hypothèse que la technique de vibrothermographie est non-destructive. Une façon simple de la vérifier est de solliciter en traction une éprouvette déjà endommagée, à un niveau de contrainte faible, 50 MPa par exemple, mais suffisant pour ré-ouvrir les microfissures préexistantes créées par l'endommagement, en faire une caractérisation morphologique au microscope et comparer les coupes micrographiques avec les images acquises avant et après avoir effectué les essais de vibrothermographie. Quelques exemples en sont donnés sur la figure 2.36.

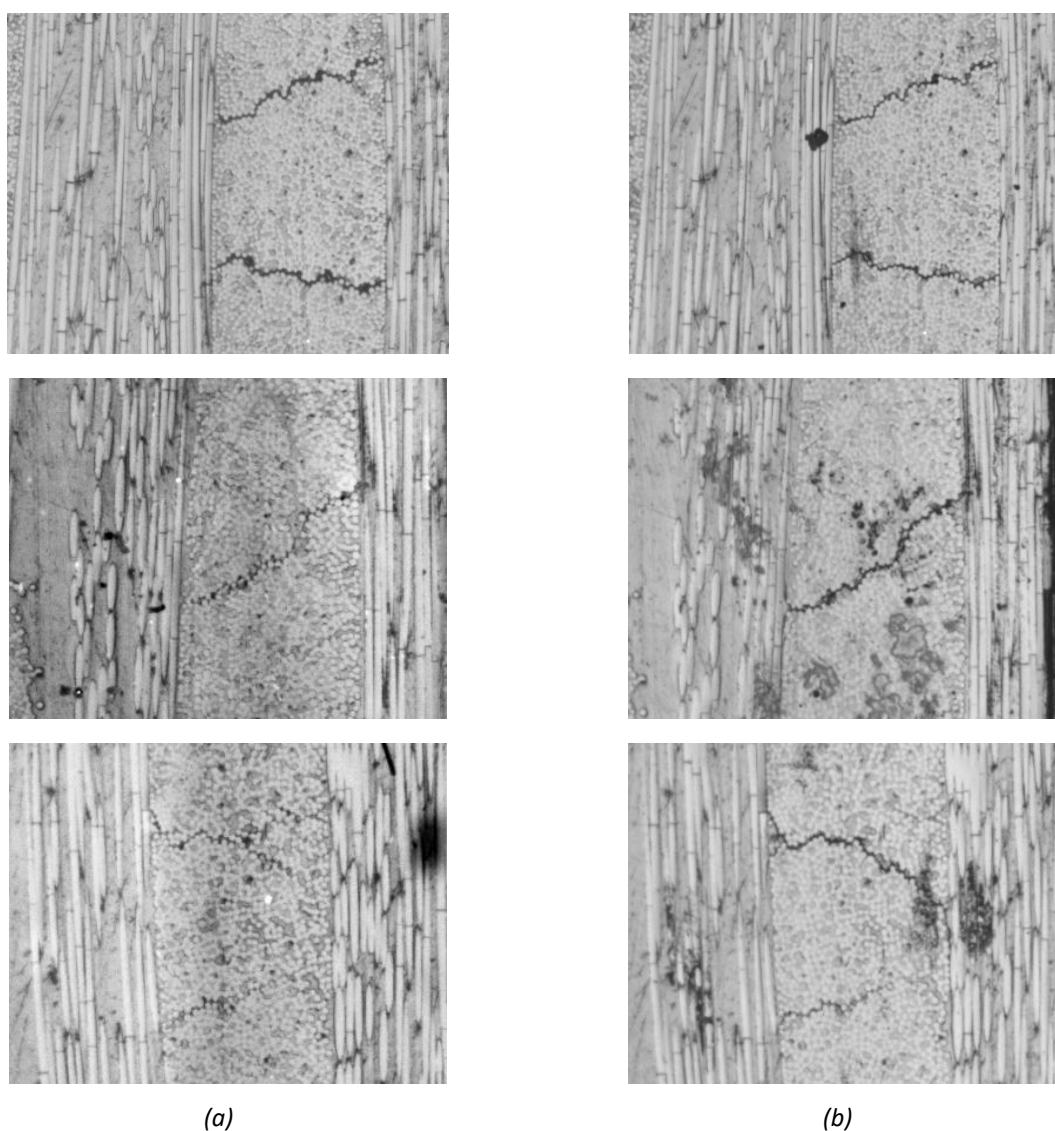


Figure 2.36 - Comparaison visuelle des coupes micrographiques (a) avant et (b) et après vibrothermographie.

Les trois mécanismes d'endommagement qui affectent le composite ; la fissuration transverse intra-torons, les décohésions inter-torons, et les ruptures de fibres, figure 2.9.a, se retrouvent sur ces vues micrographiques. Leur nombre et leur morphologie restent remarquablement identiques avant, figure 2.36.a, et après, figure 2.36.b, les essais de vibrothermographie. Les petites taches noires visibles parfois sur les coupes, figure 2.36.b, sont des résidus, sur le chant poli de l'éprouvette, de la peinture noire qui recouvrait une de ces faces. La méthode vibrothermographique n'emmène ni création de nouvelles fissures, ni propagation des microfissures déjà existantes dans l'éprouvette endommagée. Il s'agit effectivement d'une méthode non-destructive.

Le caractère non destructif de la vibrothermographie peut être quantifié par le niveau de la contrainte qu'elle engendre. Un modèle simple, proposé par Elmor et Heald [1985], § 1.4, estime cette contrainte par :

$$\sigma_{xx} = \frac{Ee}{2} \kappa^2 \left(\frac{\cosh \kappa L/2 - \cos \kappa L/2}{\cos \kappa L/2 + \cosh \kappa L/2} \right) z \quad (1.2)$$

où E est le module de Young du matériau, e l'épaisseur de l'éprouvette, κ le nombre d'onde du mode de vibration, L la longueur de l'éprouvette et z le déplacement de l'éprouvette. Cette contrainte est maximale au ventre de vibration dont le déplacement est, lui aussi, un maximum, mesurable par le vibromètre. Le nombre d'onde κ est donné par la formule de Kirchhoff-Love :

$$\kappa^4 = \frac{\rho e}{EI} \omega_n^2 \quad (2.15)$$

où ρ est la masse volumique, I le moment quadratique et ω_n la pulsation propre. (1.2) et (2.15) donnent, pour le mode détecté, une contrainte σ_{xx} , maximale à la surface de l'éprouvette, voisine de 3 MPa, largement donc, en-dessous du seuil d'endommagement de ce composite, 160 MPa, § 2.2.1.

2.6.2 Validation de la relation entre la vitesse d'échauffement et la densité de fissuration

La méthode proposée d'évaluation non destructive de l'endommagement d'un composite tissé repose essentiellement sur la relation entre vitesse d'échauffement et densité de fissures. Le caractère prédictif de la méthodologie tient fondamentalement à la corrélation constatée entre la réponse thermique et l'état d'endommagement du matériau. L'estimation de l'état d'endommagement, *i.e.*, la densité de fissures, sans connaître l'histoire mécanique du matériau, peut être menée simplement en caractérisant son comportement vibrothermographique et en connaissant son état initial, si et seulement si cette relation est véritable. Cette relation est construite sur trois mesures seulement, ce qui ne la rend évidemment pas très robuste. En tenant compte des incertitudes de mesure, la linéarité même de la relation n'est pas certaine. Des essais supplémentaires sont indispensables pour démontrer la corrélation entre la réponse thermique et l'état d'endommagement et, donc le caractère prédictif de la méthode.

Deux états d'endommagement complémentaires sont étudiés sur des éprouvettes déjà testées en les sollicitant de nouveau en traction et, ensuite, en les caractérisant par vibrothermographie. L'éprouvette 0 servait de référence de l'état vierge et n'a donc pas été endommagée. Elle est maintenant endommagée en traction monotone jusqu'à 170 MPa. Ainsi, son état d'endommagement sera très modéré, compris entre le seuil d'endommagement de 160 MPa et le niveau le plus faible déjà testé, 190 MPa. L'éprouvette 1, qui avait été endommagée à 190 MPa, est soumise à un nouvel essai de traction jusqu'à 220 MPa. L'éprouvette 2, ayant subi une contrainte proche de la contrainte à rupture, 280 MPa, § 2.2.1, n'a pas été réutilisée.

Les essais de vibrothermographie sont effectués en suivant un protocole et avec des paramètres identiques aux essais précédents, § 2.4.1. Les courbes échauffement/temps d'excitation de ces nouveaux essais sont tracées sur la figure 2.37, rassemblées avec celles des premiers essais, § 2.4.1, figure 2.18. Les deux réponses thermiques additionnelles, 170 MPa (bleu clair) et 220 MPa (violet) se placent admirablement entre les réponses déjà analysées, avec des niveaux d'échauffement escomptés. Leur vitesse d'échauffement est estimée par interpolation linéaire et sert à l'estimation de leur densité de microfissures en utilisant la relation à valider entre vitesse d'échauffement et densité de fissures de la figure 2.21.a. Ces valeurs sont confirmées par un comptage des microfissures sur les coupes micrographiques acquises. La relation proposée entre vitesse d'échauffement et densité de fissures donne une évaluation de l'état d'endommagement excessivement proche de la densité des microfissures mesurée sur les vues microscopiques, tableau 2.12. Les deux nouveaux couples de données échauffement/densité de fissures se placent quasiment sur la régression linéaire échauffement/densité de fissures, figure 2.38. Cela révèle le caractère prédictif de l'évaluation non destructive de l'endommagement diffus du composite tissé et la véracité de la relation vitesse d'échauffement / densité de fissures.

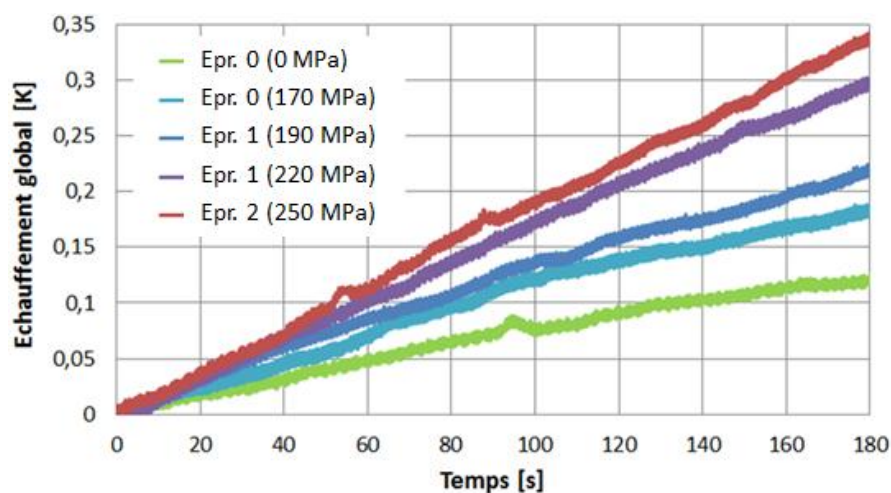


Figure 2.37 - Echauffement global en fonction du temps d'excitation avec les nouveaux niveaux d'endommagement.

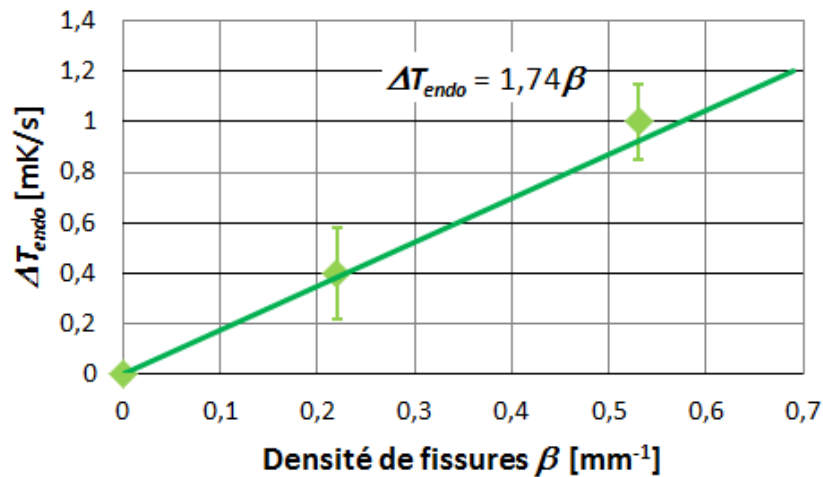
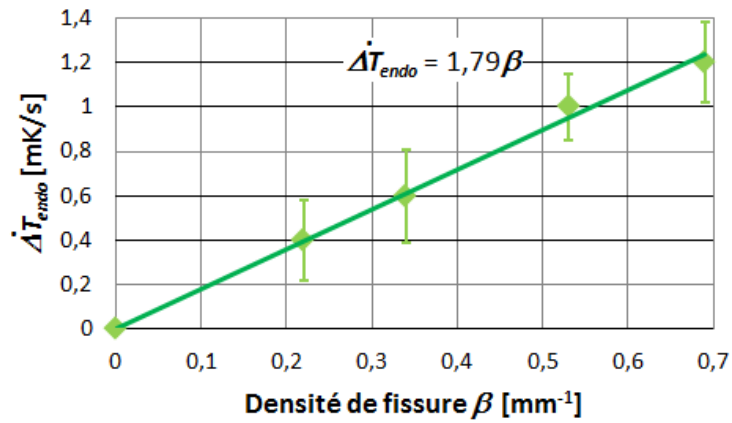


Figure 2.38 - Données (vitesse d'échauffement liée à l'endommagement, densité de fissures) des niveaux d'endommagement additionnels, 170 et 220 MPa, replacées sur la corrélation linéaire échauffement/densité de fissures de la figure 2.21.a.

Tableau 2.12 - Comparaison entre la densité de fissures estimée par la relation proposée et la densité de fissures mesurée par microscopie optique.

| Eprouvette | Contrainte [MPa] | $\dot{\Delta T}_{ENDO}$ [mK/s] | β estimé avec la relation [mm ⁻¹] | β mesurée par comptage [mm ⁻¹] |
|---------------------|------------------|--------------------------------|---|--|
| Eprouvette 0 | 170 | 0,4 | 0,23 | 0,22 |
| Eprouvette 1 | 220 | 1 | 0,57 | 0,53 |

Pour améliorer la relation entre vitesse d'échauffement et densité de fissures, établie sur trois mesures seulement, les deux données supplémentaires y sont introduites, figure 2.39. De même, la relation entre vitesse d'échauffement et décroissance du module de Young, figure 2.21.b, est ajustée avec ces deux nouveaux relevés, figure 2.40. Les niveaux d'endommagement étudiés sont positionnés sur la courbe contrainte-déformation moyenne du composite tissé, figure 2.41. La linéarité de la relation vitesse d'échauffement/densité de fissures et de la relation vitesse d'échauffement/décroissance du module de Young se trouve bien confirmée.



Précédemment:
 $\dot{\Delta T}_{endo} = 1,74\beta$

Figure 2.39 - Relation entre vitesse d'échauffement et densité de fissures.

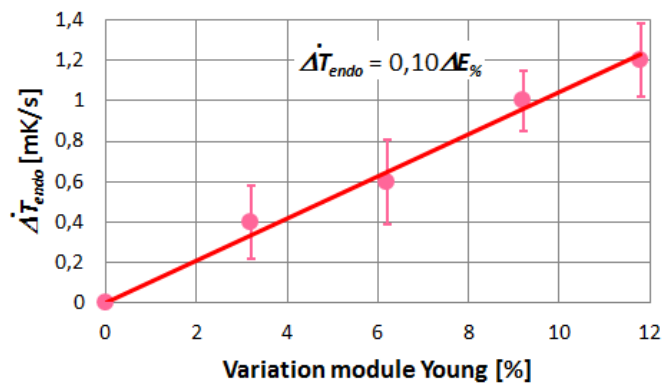


Figure 2.40 - Relation entre vitesse d'échauffement et variation du module de Young.

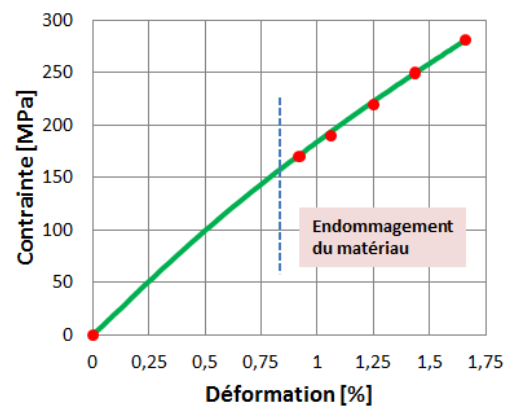


Figure 2.41 - Positionnement des niveaux d'endommagement sur la courbe contrainte/déformation.

Chapitre 3

Détermination de la limite de fatigue par vibrothermographie

La vibrothermographie est appliquée au suivi de la fatigue d'un matériau composite tissé de fibres de carbone à matrice époxy. Les essais d'auto-échauffement consistent à effectuer plusieurs paliers de chargement pendant lesquels l'échantillon est soumis à un nombre réduit de cycles de fatigue et de suivre l'évolution de sa température jusqu'à obtenir un équilibre thermique.

L'évaluation de la dégradation du matériau réside dans le changement de pente des courbes d'auto-échauffement qui lient l'échauffement avec la contrainte d'excitation. Cela conduit à une estimation rapide de la limite de fatigue à partir, non seulement de la température stabilisée, mais également de la vitesse d'échauffement initiale de l'échantillon de composite tissé.

L'influence de différents paramètres est étudiée par cette procédure d'identification rapide de la limite de fatigue par l'estimation de la rupture de pente d'essai d'auto-échauffement ; l'épaisseur de l'éprouvette, l'orientation chaîne/trame du tissu ou la fréquence d'excitation.

Enfin, une analyse est menée des données de l'émission acoustique et des boucles d'hystérésis pour estimer l'énergie dissipée par frottement aux interfaces et la comparer à la dissipation thermique mesurée.

3.1- La fatigue des matériaux

La fatigue des matériaux est définie comme l'endommagement structurel progressif qui se produit lorsqu'un matériau est soumis à des charges cycliques. Le matériau peut arriver à la rupture même si la sollicitation périodique est inférieure à sa limite statique. L'endommagement par fatigue est donc la modification des propriétés d'un matériau due à la répétition de cycles d'efforts dont l'amplitude reste bien inférieure à la charge de rupture statique, voire la limite élastique du matériau [Kenane, 2013].

3.1.1 Les essais de fatigue

Un chargement cyclique est défini par la fréquence du cycle f_C , la contrainte moyenne σ_m et le rapport de charge R :

$$f_C = \frac{1}{T_C}, \quad \sigma_m = \frac{\sigma_{MAX} + \sigma_{MIN}}{2}, \quad R = \frac{\sigma_{MIN}}{\sigma_{MAX}} \quad (3.1)$$

où T_C est la période du cycle, σ_{MAX} et σ_{MIN} sont les contraintes maximale et minimale du cycle, tel que représenté à la figure 3.1.

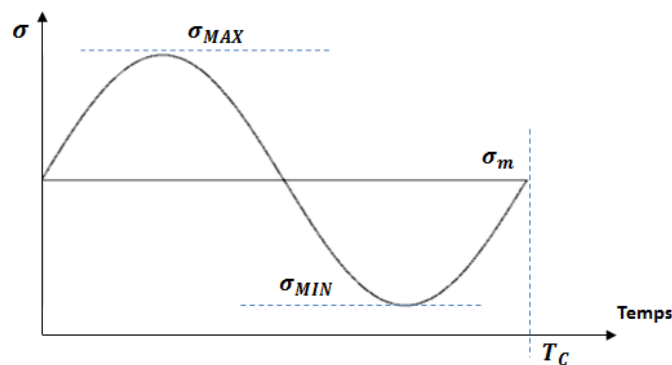


Figure 3.1 - Définition d'un cycle de fatigue

L'étude de la fatigue réclame toujours de très nombreux essais cyclés. Un essai de fatigue consiste classiquement à soumettre un certain nombre d'éprouvettes à un chargement cyclique avec un rapport de charge et une fréquence fixés. On détermine alors, sur la population d'éprouvettes considérée, la distribution du nombre de cycles conduisant à la rupture pour les différentes valeurs de la contrainte maximale appliquée. Les résultats sont présentés dans un graphique, appelé courbe $S-N$, contrainte en fonction du nombre de cycles à rupture, qui représente l'évolution du nombre de cycles nécessaires N pour arriver à la rupture en fonction de la contrainte d'excitation S , figure 3.2. Dans certains cas, il est possible de déterminer une asymptote horizontale définissant une valeur limite de la contrainte en dessous de laquelle la probabilité de rupture est quasi-nulle. Cette asymptote horizontale de la courbe $S-N$ est définie comme la limite de fatigue du matériau, figure 3.2.

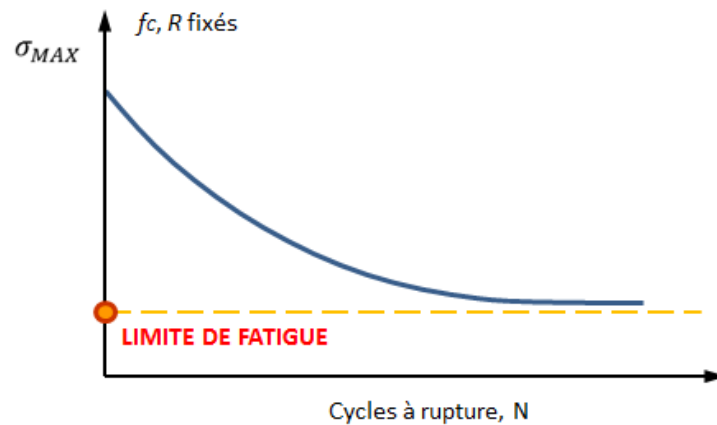


Figure 3.2 - Courbe S-N et identification de la limite de fatigue

3.1.2 La fatigue des matériaux composites

L'endommagement en fatigue des composites réside en une rupture progressive induite par la formation et la propagation de défauts. Les mécanismes de détériorations y sont, cependant, beaucoup plus complexes que ceux observés dans les matériaux métalliques, du fait du nombre et de la diversité des modes d'endommagement ; microfissuration de la matrice, décohésions fibre/matrice, ruptures des fibres, délaminage. Dans les matériaux métalliques, la création d'une fissure est, souvent, suivie par sa propagation stable, puis rapidement instable qui conduit à la rupture. Au contraire, dans les composites, le renfort fibreux évite la ruine immédiate. La propagation d'une fissure dans la matrice est empêchée lorsqu'elle rencontre une fibre. Dans les composites stratifiés, une fissure s'arrête lorsqu'elle bute sur l'interface avec le pli adjacent ayant une orientation différente mais peut alors engendrer un délaminage, une séparation des plis, dont la propagation instable conduit à la rupture brutale du stratifié. Les composites tissés, dont les fibres sont rassemblées en toron puis tissées, offrent une résistance accrue à la propagation instable des défauts et réduisent les risques de délaminage. Les décohésions et les déviations des fissures par les fibres et les torons évitent la ruine immédiate d'un composite tissé, le chargement étant ainsi progressivement transmis aux fibres et aux torons. Ces mécanismes se produisent aux différentes échelles caractéristiques du composite, l'échelle microscopique de la fibre et l'échelle mésoscopique du tissage. Le pas de fissuration est limité par ces dimensions microscopiques et mésoscopiques, lorsque la distance entre les fissures devient trop faible pour qu'une autre fissure puisse être créée entre elles, ce qui assure la saturation de la fissuration et l'arrêt du mode de détérioration.

Les courbes S-N des composites diffèrent suivant la nature de la matrice, mais surtout des fibres de renforts [Weeton et al., 1987], figure 3.3. Les composites stratifiés renforcées par des fibres de verre ou de carbone ont une évolution assez semblable, pour certains aspects, à celle des matériaux métalliques, bien que les mécanismes d'endommagement sont complètement différents. Les ruptures des fibres se produisent à des contraintes élevées. Ces ruptures peuvent cependant se produire à des contraintes plus faibles, à l'échelle de grappes de fibres isolées, mais sans dégrader la performance globale du pli, laissant d'autres mécanismes de détérioration le temps d'évoluer [Bathias, 2006]. Ces

mécanismes, tels que la fissuration de la matrice, le délaminage ou des décohésions des interfaces fibres/matrice, conduisent à la rupture à des niveaux moindres de déformation.

La dégradation du module de Young normalisé typique d'un matériau composite stratifié en fibre de carbone [Ogin et al., 1985], figure 3.4, est d'abord rapide, correspondant à l'initiation de la microfissuration. Le plateau, qui suit dans l'évolution du module, est lié au développement plus progressif de ces microfissures. Enfin, la création de fissures macroscopiques, qui induisent une chute brutale du module d'élasticité, conduit rapidement à la ruine du matériau.

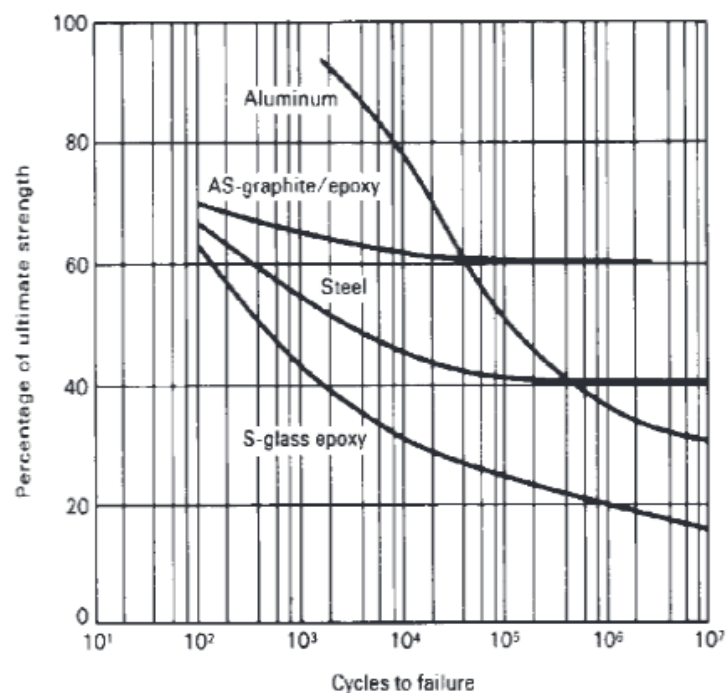


Figure 3.3 - Influence du type de fibre constituant le composite sur l'évolution de la courbe S-N et comparaison avec les matériaux métalliques [Weeton et al., 1987]

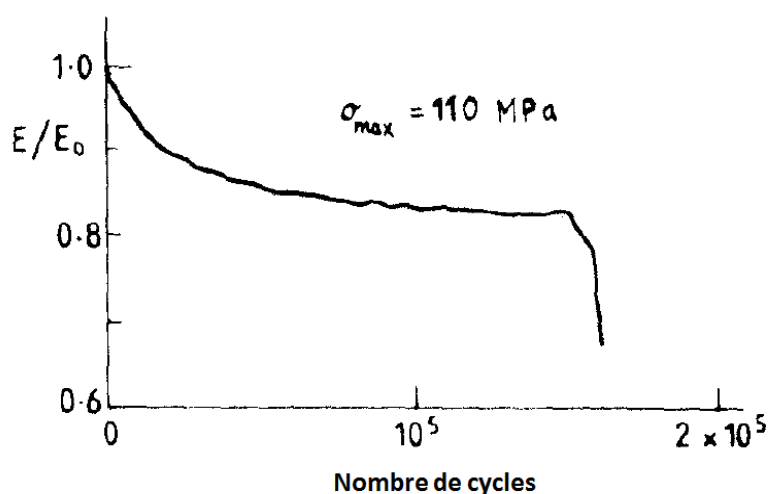


Figure 3.4 - Evolution typique du module d'Young normalisé en fonction des cycles de chargement pour un composite [Ogin et al., 1985]

Plusieurs facteurs, certains plus influents que d'autres, gouvernent la fatigue des matériaux composites.

La contrainte maximale a la plus grande influence sur le développement de l'endommagement et donc, sur la durée de vie des matériaux. Plus la contrainte maximale est grande, plus l'endommagement croît rapidement [Ding et al., 1995], [Kelkar et Whitcomb, 2009]. La saturation d'un mode de détérioration [Fujii et al., 1993], crée un seuil de contrainte, une limite à partir de laquelle la dégradation du matériau se ralentit.

Le rapport de charge R influence peu la durée de vie déterminée par des essais dans les directions principales du composite, mais c'est un élément capital pour les essais hors-axes de symétrie matérielle des matériaux composites tissés [Pandita et al., 2001], [Hochard et al., 2006]. Un passage en compression dans les cycles de chargements réduit la durée de vie par rapport à des essais de fatigue qui restent uniquement en traction positive [Rosenfeld et Huang, 1978], [El Kadi et Ellyin, 1994].

L'influence de **la fréquence des cycles** sur la fatigue des composites est plus discutée. Une fréquence basse, aux alentours du Hz, influe peu sur la limite de vie des composites tissés [Pandita et al., 2001] et stratifiés [Kelkar 2009]. Le rôle de la fréquence ne devient important que pour des excitations supérieures à 5 Hz [Harris, 2003]. Plus la fréquence est grande, plus l'énergie dissipée pendant l'essai augmente la température de l'éprouvette. Cet effet, amplifié par l'état d'endommagement, diminue la limite de fatigue [Schuler et al., 1993], [Dally et Broutman, 1967], [Holmes et al., 1994].

Les composites à matrice époxy offrent une meilleure résistance à la fatigue [Masaki et al., 1994], [Gamstedt et al., 1999]. Une bonne adhésion entre les fibres et la matrice prévient la formation et la propagation de décollements qui affaiblissent la limite de fatigue des composites [Gassan et Jochen, 2002], [Keusch et al., 1998], [Subramanian et al., 1995].

La limite de fatigue croît avec le **taux de fibres** [Gassan et Jochen, 2002]. Mais, la limite de fatigue de certains composites, en fibres de verre en particulier, n'augmente plus lorsque le taux de fibres atteint 70%.

Deux facteurs environnementaux influencent la fatigue des composites ; la température ambiante et l'humidité [Jones et al., 1984]. Une température élevée provoque une dégradation des propriétés mécaniques et physiques du composite et donc une réduction de sa résistance en fatigue [Schuler et al., 1993], [Reynaud, 1996]. L'humidité occasionne un gonflement qui ajoute des contraintes internes, et du vieillissement [Harris, 2003] qui diminuent la limite de fatigue.

3.1.3 Les essais d'auto-échauffement et l'estimation de la limite de fatigue

L'estimation de la limite de fatigue par les courbes S-N est un processus long et coûteux. Chaque point de la courbe représente un essai cyclé jusqu'à rupture à une contrainte maximale donnée, qui peut durer, en fonction de la fréquence et du nombre de cycles, des journées entières, voire des semaines. La distribution des contraintes testées doit couvrir un large intervalle jusqu'à la contrainte à rupture du matériau. De plus, la prise en compte de la dispersion inhérente des mécanismes de croissance de l'endommagement demande un traitement statistique des données. Tout cela multiplie considérablement le nombre d'éprouvettes à tester.

Une méthode rapide, qui donne une première approximation de la limite de fatigue, repose sur un essai d'auto-échauffement. L'éprouvette est soumise à une série de séquences comprenant chacune une phase de montée en charge suivie par une phase de sollicitation cyclique autour d'une contrainte moyenne σ_m avec un rapport de charge R , pendant laquelle l'acquisition thermique est effectuée, et par un retour à charge nulle, figure 3.5. Ces paliers, à fréquence et rapport de charge constants, se succèdent avec une contrainte moyenne croissante. Chaque palier a une durée assez courte, qui dépend de la fréquence des cycles, quelques milliers de cycles typiquement, ce qui rend l'essai réalisable dans une seule journée.

Le plus souvent, la température de l'éprouvette augmente pendant la sollicitation cyclique jusqu'à atteindre une valeur stabilisée caractéristique de chaque palier. La variation de cet échauffement en fonction de la contrainte maximale appliquée au palier est représentée dans un graphique dénommé courbe d'auto-échauffement, figure 3.6. L'échauffement croît quasi-linéairement avec la charge jusqu'à une valeur spécifique de la contrainte appliquée, identifiée couramment par une rupture de pente sur la courbe d'auto-échauffement. La contrainte à laquelle se produit cette accélération de l'échauffement de l'éprouvette est considérée comme une première approximation de la limite de fatigue du matériau. Cette estimation indirecte de la limite de fatigue se comprend si l'on considère la relation établie, § 2, entre l'échauffement global du matériau et son état d'endommagement. Elle implique qu'une évolution marquante de l'échauffement de l'éprouvette révèle un développement décisif de l'endommagement du matériau. La rupture de pente de la courbe d'auto-échauffement représente un seuil en contrainte qui, une fois dépassé, déclenche l'aggravation de l'endommagement, *i.e.*, la formation de nouvelles fissures et la propagation des fissures déjà existantes, le matériau commence à fatiguer. Ce seuil de contrainte, identifié par un changement brusque de la réponse thermique de l'éprouvette, *i.e.* une progression significative de l'échauffement global, peut, par conséquent, être assimilé à une limite de fatigue du matériau.

La courbe d'auto-échauffement d'une éprouvette en composite stratifié en fibre de verre [Colombo et al., 2011], est tracée sur la figure 3.6. Une limite de fatigue, voisine de 37 MPa, y est aisément estimée par la rupture de pente repérée par une régression linéaire des données expérimentales.

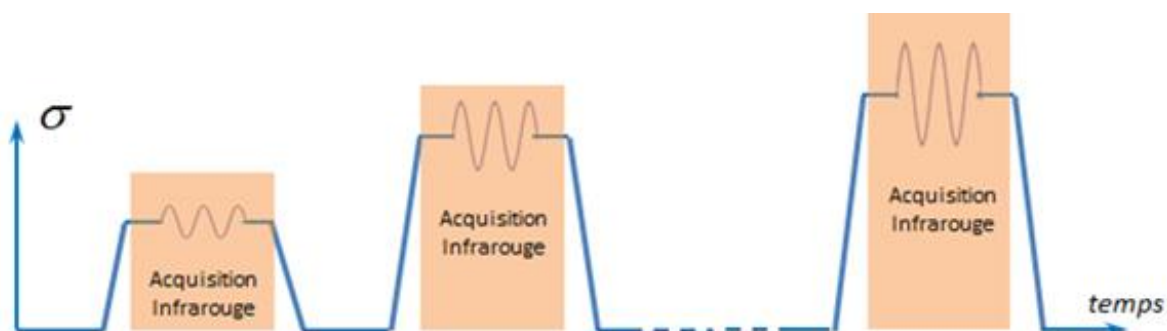


Figure 3.5 – Diagramme des cycles de sollicitation d'un essai d'auto-échauffement.

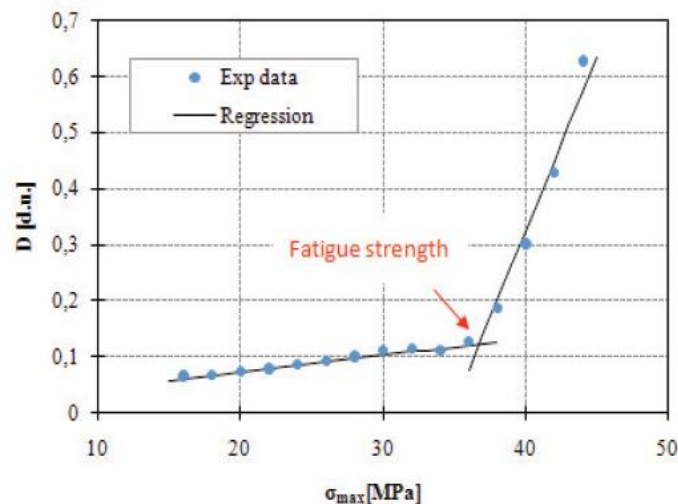


Figure 3.6 - Courbe d'auto-échauffement pour un composite stratifié en fibre de verre : visualisation de la rupture de pente pour l'estimation de la limite de fatigue [Colombo et al., 2011].

Une des premières applications des essais d'auto-échauffement concerne la fatigue en torsion des aciers [Luong, 1998]. La fatigue en traction de ce matériau est étudiée par La Rosa et Risitano [2000], en prenant trois échantillons différents, afin de réduire la dispersion des mesures, et en appliquant une méthode statistique pour la détermination de la courbe d'auto-échauffement globale.

Plus récemment, d'autres familles de matériaux ont fait l'objet d'essais d'auto-échauffement. Masquelier et al., [2013], ont étudié des élastomères en formulant un critère énergétique afin d'estimer une courbe de Wöhler. Ils relient l'échauffement à la déformation maximale, variable essentielle de la fatigue des élastomères. Gornet et al., [2014], et Westphal [2014] appliquent cette méthode à des matériaux composites stratifiés renforcés par des fibres de carbone. Ils réalisent des essais complets de fatigue pour valider leur estimation de la limite de fatigue par essai d'auto-échauffement qui se compare très favorablement avec la détermination classique sur la courbe S-N issue des essais de fatigue. Dans ces travaux, le paramètre thermique analysé est toujours l'échauffement stabilisé en fin de palier.

Les objectifs de ce chapitre sont la faisabilité des essais d'auto-échauffement sur des matériaux composites tissés et la définition d'un nouvel indicateur thermique de l'état de l'endommagement en fatigue, la vitesse d'échauffement, dont la pertinence en tant qu'indicateur de l'état d'endommagement d'un composite tissé a été montrée, §2. La fatigue d'un matériau est explicitement liée à son état d'endommagement. C'est donc la microfissuration, qui peut apparaître pour des contraintes très faibles [Lafarie-Frenot et al., 2001], qui joue un rôle essentiel dans la fatigue des composites tissés. C'est la raison pour laquelle la vitesse d'échauffement peut être prise comme indicateur de l'état d'endommagement, et donc être utilisée pour l'estimation de la limite de fatigue.

3.2 Le composite tissé carbone/époxy

Le matériau utilisé dans cette étude de la fatigue est un composite tissé renforcé par des fibres de carbone et densifié par une matrice époxy. Les fibres de carbone AS7 de la société Hexcel sont réunies en torons de 12000 fibres et tissées en configuration satin de 5, figure 3.7. La géométrie de ce renfort est représentée en 3D numérique, au moyen du logiciel TexGen, figure 3.7.b. Les propriétés du tissu sont données dans le tableau 3.1, et celles de la résine époxy thermodurcissable RTM6 de Hexcel dans le tableau 3.2.

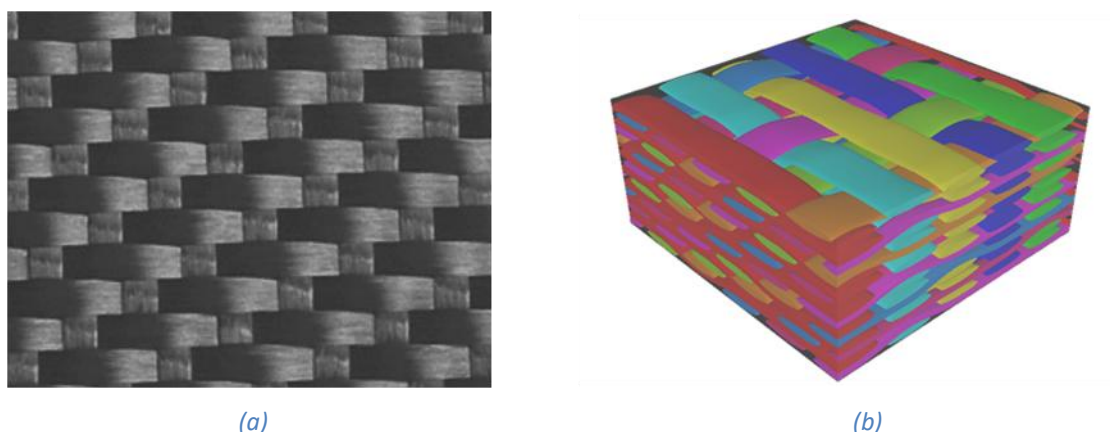


Figure 3.7 - (a) Tissu satin de 5 de fibres de carbone et (b) sa représentation 3D par le logiciel TexGen.

Tableau 3.1 - Propriétés du tissu satin de 5 de fibres de carbone, données fournisseur.

| | |
|---------------------------------|-----------------------|
| Masse surfacique (tissu) | 500 g/m ² |
| Masse volumique (fibre) | 1,79 g/m ³ |
| Module de Young (fibre) | 241 GPa |
| Diamètre du filament | 6,9 µm |

Tableau 3.2 - Propriétés de la matrice RTM6 de Hexcel

| | |
|------------------------|-----------------------|
| Masse volumique | 1,14 g/m ³ |
| Module de Young | 2,89 GPa |

Deux plaques du composite ont servies aux découpe des éprouvettes ; l'une tissée avec 8 plis et de 3,72 mm d'épaisseur moyenne, l'autre de 7,44 mm avec 16 plis. La plaque de 16 plis a été découpée en 7 éprouvettes de même orientation chaîne/trame, 90° direction trame. La plaque de 8 plis a été découpée selon les deux directions perpendiculaires, chaîne et trame, en 4 éprouvettes, 2 pour chaque direction. Soit un total de 11 éprouvettes. Toutes les éprouvettes ont des dimensions identiques de 250 x 25 mm². Les trois sortes d'éprouvettes sont montrées sur la figure 3.8.



Figure 3.8 - Les trois configurations d'éprouvettes testées

Les éprouvettes sont numérotées avec la notation suivante : Ex-y-z, où x est le nombre de plis (8 ou 16), y est l'orientation chaîne/trame (0° ou 90°) et z est le numéro de l'éprouvette, par exemple : E8-90-2 fait référence à la deuxième éprouvette constituée de 8 plis, avec orientation 90° direction trame.

Le comportement mécanique du composite a été testé en traction monotone, avec une machine Maser 550 kN, celle utilisée pour les essais d'auto-échauffement, multi-instrumenté avec l'utilisation de l'émission acoustique et de la caméra infrarouge pour une analyse en thermographie passive. L'éprouvette E16-90-1 du composite de 16 plis est testée en traction jusqu'à rupture. Sa courbe contrainte-déformation est tracée sur la figure 3.9. La valeur mesurée de la contrainte à rupture est de 680 MPa. Cette valeur se retrouve sur l'évolution de l'énergie acoustique cumulée, figure 3.11. Le composite de 8 plis a été testé dans le cadre d'une autre étude. La contrainte à rupture dépend de l'orientation du tissu. Le sens 0°-chaîne possède une résistance voisine de 800 MPa plus élevée que celle du sens 90°-trame voisine de 670 MPa. Le tissage produit rarement un tissu équilibré, le taux de fibre est souvent plus élevé dans le sens chaîne que dans la direction trame. L'évolution temporelle de l'échauffement moyenné spatialement sur toute la surface de l'éprouvette en cours du chargement est représentée sur la figure 3.10.

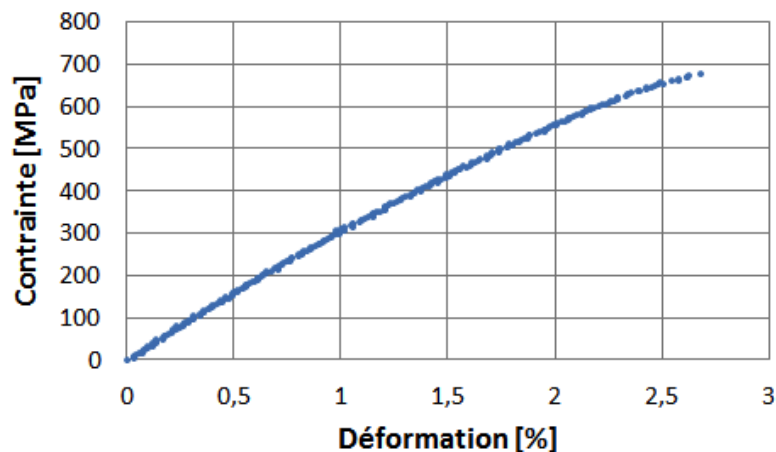


Figure 3.9 - Courbe contrainte/déformation, éprouvette E16-90-1, sens trame, composite de 16 plis.

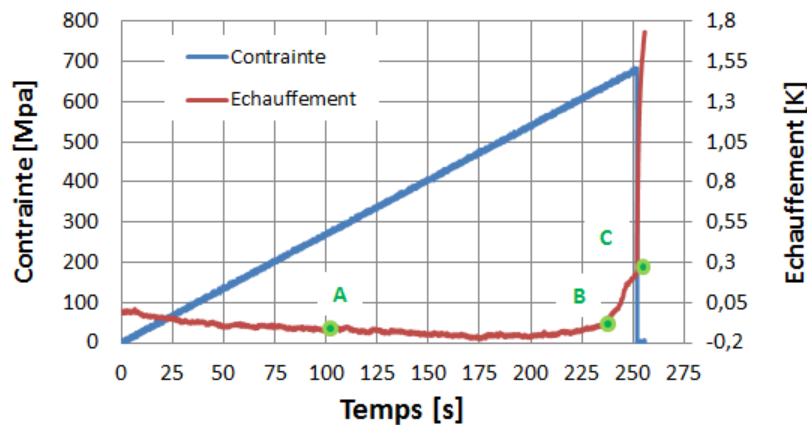


Figure 3.10 - Evolution de l'échauffement de l'éprouvette (rouge) et de la contrainte (bleue) en fonction du temps de chargement, éprouvette E16-90-1, sens trame, composite de 16 plis.

La température de l'éprouvette diminue sous l'effet thermoélastique du matériau, jusqu'à ce que l'endommagement commence à apparaître, au point (A), avec une génération de chaleur. Au point (B), cette génération s'accroît de plus en plus rapidement et devient très importante au point de rupture (C) où l'échauffement atteint quelques degrés. L'évolution de l'émission acoustique enregistrée sur l'éprouvette est tracée sur la figure 3.11. L'accumulation d'énergie commence à être significative autour de 260 MPa, le seuil d'endommagement. L'accroissement rapide du cumul d'énergie est un indicateur de l'accélération de la propagation et de la création des microfissures manifestée aussi par l'échauffement du matériau, au point (B).

Les images thermiques de l'échauffement prises à trois instants différents sont représentées sur la figure 3.12. La première image renvoie au début de l'endommagement ; la création de trois fissures localisées au milieu de l'éprouvette. L'image (B) correspond à l'instant de la diffusion de l'endommagement qui n'est plus localisé dans la zone médiane, mais se répartit dans toute l'éprouvette, relié à une augmentation de l'échauffement global de l'éprouvette, le point B sur la courbe rouge de la figure 3.10. La dernière image a été acquise au moment de la rupture de l'éprouvette, assez brutale, avec une éjection latérale des fibres. L'échauffement de l'éprouvette est très élevé, surtout à proximité du mors du haut, le point de départ de la rupture.

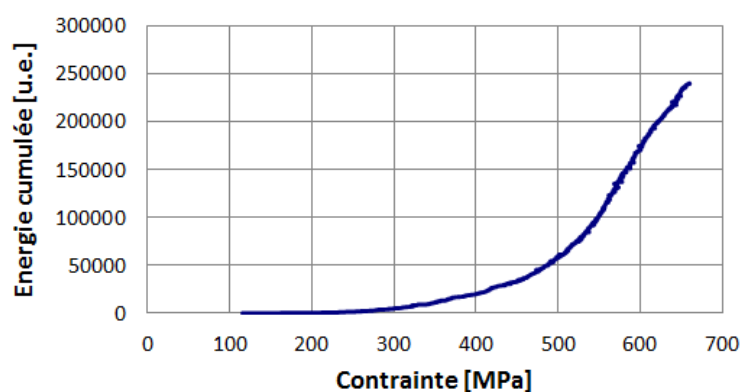


Figure 3.11 - Evolution de l'énergie cumulée par émission acoustique en fonction de la contrainte de chargement, éprouvette E16-90_1, sens trame, composite de 16 plis.

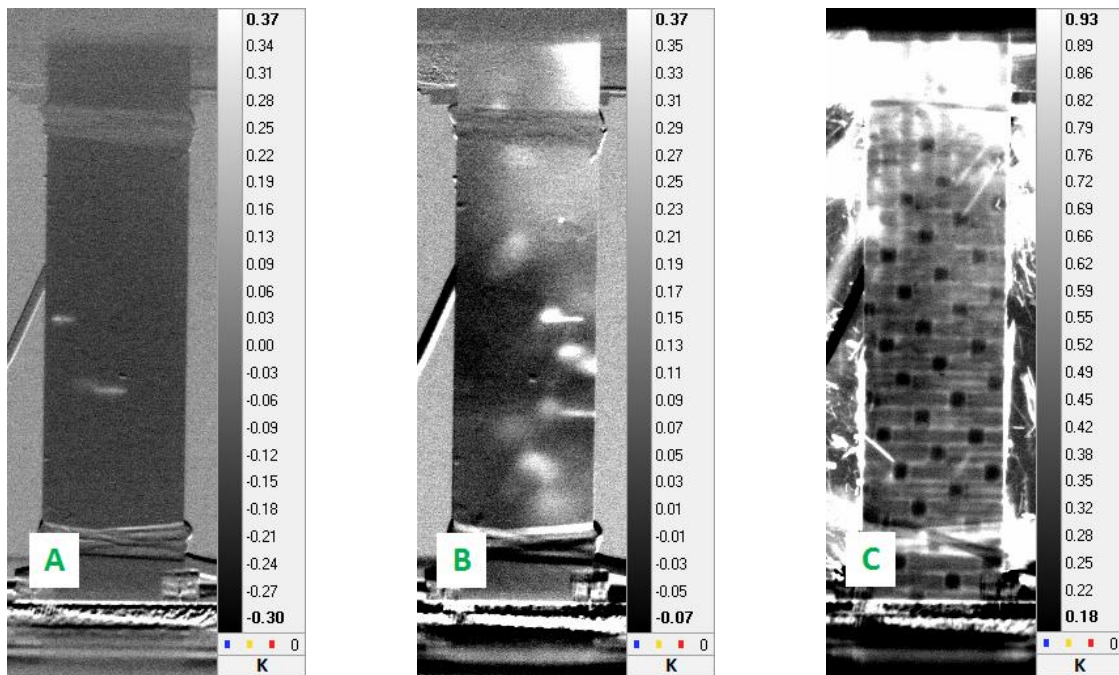


Figure 3.12 - Images thermiques en échauffement à trois instants différents : (A) début de l'endommagement, (B) accélération de l'endommagement et (C) rupture de l'éprouvette E16-90-1, sens trame, composite de 16 plis.



Figure 3.13 - Images de l'éprouvette E16-90-1, sens trame, composite de 16 plis, après rupture à 680 MPa.

La rupture de l'éprouvette à 680 MPa, figure 3.13, localisée à proximité d'un des mors, affecte intégralement sa longueur. Les décollements de plis, visibles sur la tranche de l'éprouvette, sont les fissures macroscopiques, au sens de la Mécanique de la Rupture, qui amènent la rupture. Elles se propagent de manière catastrophique, au tout dernier instant de l'essai, le point (C) de l'évolution temporelle de l'échauffement, figure 3.10. Elles sont engendrées par l'agrégation des nombreuses microfissures dont l'accélération de leur création et de leur propagation est détectée par l'échauffement du matériau, le point (B) de la figure 3.10. Ces macrofissures présentent une géométrie tourmentée, en zigzag, figure 3.13. La densité des microfissures transversales et de leurs déviations longitudinales, les décohésions inter-torons, devient si importante, le point (C) de la figure 3.10, que l'éprouvette est complètement hachurée. Ces deux réseaux de microfissures se rejoignent et créent les décollements des plis. La propagation instable de ces macrofissures conduit, quasiment instantanément, à la rupture de l'éprouvette.

Le comportement du composite carbone/époxy est finalement assez similaire à celui de composite verre/époxy. Sa courbe contrainte-déformation, figure 3.9, présente la même forme que celle du verre/époxy, figure 2.5. L'évolution de l'énergie cumulée par émission acoustique en fonction de la contrainte du carbone/époxy, figure 3.11 est remarquablement ressemblante à celle du verre/époxy, figure 2.6. Elles se trouvent en simple homothétie parce que les fibres de carbone offrent une rigidité et une résistance supérieures à celles des fibres de verre.

L'évolution de l'énergie cumulée dévoile un seuil d'endommagement à partir duquel l'accumulation d'énergie commence à être significative, 160 MPa, soit 60 % de la contrainte à rupture, de 280 MPa, pour le composite en fibres de verre 260 MPa, soit 40 % de 680 MPa, pour le carbone (la résistance plus élevée des fibres de carbone laissant plus de plage de contrainte à l'endommagement pour croître). Dans les deux cas, les courbes montrent également un accroissement rapide du cumul d'énergie indicateur de l'accélération de la propagation et de la création des microfissures détectée aussi par l'échauffement des éprouvettes.

C'est donc, fort probablement, le renfort qui gouverne l'endommagement des deux composites. Le tissage en torons localise les mécanismes d'endommagement à son échelle mésoscopique en imposant la morphologie des modes de détérioration. Il est pratiquement assuré de retrouver pour le composite carbone/époxy, le caractère généralisé, diffus et homogène de l'endommagement, la localisation et la taille des mécanismes d'endommagement ; la fissuration transverse intra-toron, les décohésions inter-torons, et des ruptures de fibres, les trois mécanismes identifiés pour le composite verre/époxy, § 2.2.2.

3.3 Mise en place des essais d'auto-échauffement et introduction à la procédure d'analyse des données

3.3.1 Matériel et paramètres d'essai

La machine d'essai utilisée pour la réalisation des essais d'auto-échauffement est une machine Maser de capacité de 550 kN, figure 3.14. Les mors hydrauliques peuvent exercer une pression de serrage maximale autour de 1000 hectopascal. La pression de serrage des mors est choisie en fonction de la force maximale que l'on veut imposer à l'éprouvette à tester et de la sollicitation mécanique statique ou dynamique, figure 3.15.



Figure 3.14 - Machine d'essai Maser 550 kN avec détails du serrage d'une éprouvette par un mors.

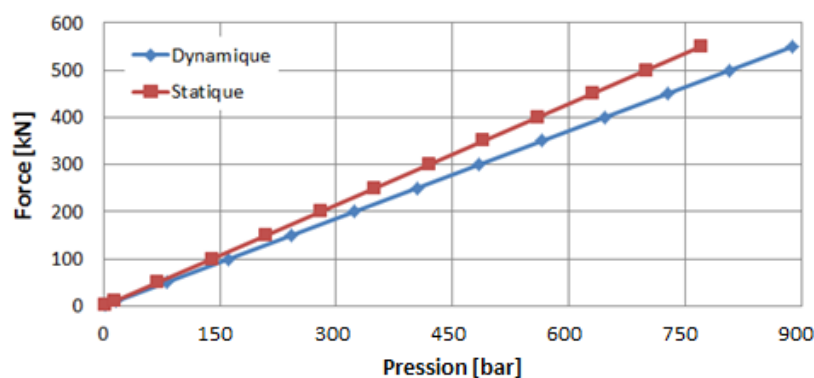


Figure 3.15 - Pression de serrage des mors en fonction de la sollicitation mécanique statique ou dynamique.

L'acquisition thermique est réalisée à l'aide d'une caméra infrarouge FLIR X6540sc, la même que celle du § 2, avec une fréquence de 25 Hz et un temps d'intégration de 2500 μ s. Deux panneaux de plexiglas isolent le banc d'essai pour éviter les réflexions parasites, pour supprimer une partie du rayonnement ambiant et isoler le plus possible l'éprouvette des courants d'air.

Les sollicitations cycliques sont réalisées à la fréquence unique de 5 Hz et avec un même rapport de charge R de 0.5. La contrainte moyenne augmente d'un palier à l'autre et, le rapport de charge étant constant, l'amplitude de la contrainte croît, équation (3.1). Quelques milliers de cycles, 4000 à 5000, sont suffisants pour obtenir une température stabilisée de l'éprouvette et donc, pour déterminer les courbes d'auto-échauffement. L'intervalle de temps entre deux paliers est de quelques minutes pour s'assurer que l'éprouvette atteigne bien un équilibre thermique avant le palier de chargement suivant. Le pilotage de la traverse de la machine est accompli en force imposée avec des sécurités en déplacement activées. La traverse s'arrête dès que le seuil en déplacement est dépassé lors de la rupture de l'éprouvette.

Plusieurs essais d'auto-échauffement ont été réalisés pour examiner la faisabilité de l'estimation de l'état d'endommagement en fatigue des matériaux composites tissés et de la limite de fatigue. Les différentes configurations d'essais de chaque éprouvette sont indiquées dans les tableaux 3.3, 3.4 et 3.5.

Tableau 3.3 - Essais réalisés pour le composite 8 plis, orientation 0°


|  | Eprouvette | Fréquence | Rapport de charge | Nombre de paliers |
|---|------------|-----------|-------------------|-------------------|
| | E8-0-1 | 5 Hz | 0,5 | 13 |
| | E8-0-2 | 5 Hz | 0,5 | 13 |

Tableau 3.4 - Essais réalisés pour le composite 8 plis, orientation 90°


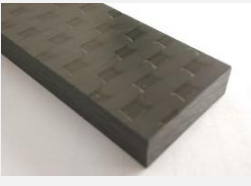
|  | Eprouvette | Fréquence | Rapport de charge | Nombre de paliers |
|---|------------|-----------|-------------------|-------------------|
| | E8-90-1 | 5 Hz | 0,5 | 11 |
| | E8-90-2 | 5 Hz | 0,5 | 11 |

Tableau 3.5 - Essais réalisés pour le composite 16 plis, orientation 90°

|  | Eprouvette | Fréquence | Rapport de charge | Nombre de paliers |
|---|------------|-----------------------------------|-------------------|-------------------|
| | E16-90-1 | TRACTION MONOTONE JUSQU'À RUPTURE | | |
| | E16-90-2 | 5 Hz | 0,5 | 9 |
| | E16-90-3 | 5 Hz | 0,5 | 6 |
| | E16-90-4 | 5 Hz | 0,5 | 13 |
| | E16-90-5 | 5 Hz | 0,5 | 4 |
| | E16-90-6 | 10 Hz | 0,5 | 13 |
| | E16-90-7 | 10 Hz | 0,5 | 9 |

Les essais comportent des séquences variées de paliers, en termes de nombre et de niveaux de contrainte, afin de vérifier que l'échauffement détecté ne dépend pas de l'histoire des sollicitations cyclées, mais est uniquement relié à l'excitation de chaque palier. La reproductibilité des résultats est vérifiée par des essais présentant des paramètres. Une première appréciation sur la robustesse de l'estimation de la limite de fatigue est portée en considérant l'influence de certains paramètres ; l'épaisseur, l'orientation chaîne/trame et la fréquence d'excitation. L'essai de l'éprouvette E16-90-5 comporte 4 paliers seulement. L'éprouvette a été démontée à la fin de chacun des 4 paliers et montée sur la machine Zwick utilisée au chapitre 2. L'éprouvette y a été rechargée légèrement pour ré-ouvrir les microfissures et réaliser une morphologie de l'état d'endommagement de chacun des 4 paliers, avec le microscope optique, qui n'est malheureusement pas disponible sur la machine de fatigue.

3.3.2 Prise en compte du gradient thermique entre les mors dans l'estimation de l'échauffement des éprouvettes

La variation de la température de l'éprouvette pendant les paliers de sollicitation cyclée dépend non seulement de l'état d'endommagement du matériau, mais aussi du gradient thermique entre les deux mors de serrage induit par la température de l'huile dans le cylindre du vérin.

Pour quantifier ce gradient thermique, deux thermocouples ont été fixés sur les deux mors, visibles sur les détails du serrage d'une éprouvette par un mors, figure 3.14. Deux mesures ont été effectuées à deux périodes de l'année, avec des conditions climatiques de la salle changées et des paramètres d'essai de fréquence et de niveaux de chargement différents. L'échauffement des mors en fonction du temps est représenté sur la figure 3.16. La différence de température entre les deux mors s'explique par le fait que le mors supérieur est fixe et le mors inférieur est mobile, avec un circuit interne d'huile pour le mouvement du vérin. La réponse thermique est identique dans les deux essais, et donc, l'échauffement des mors est reproductible et ne dépend pas des conditions et des paramètres de l'essai. La différence d'échauffement entre les deux mors est représentée sur la figure 3.17. Le faible gradient entre les deux mors pendant la première heure d'essai, s'accroît ensuite linéairement et n'atteint un palier qu'après plus de 7 heures d'utilisation de la machine.

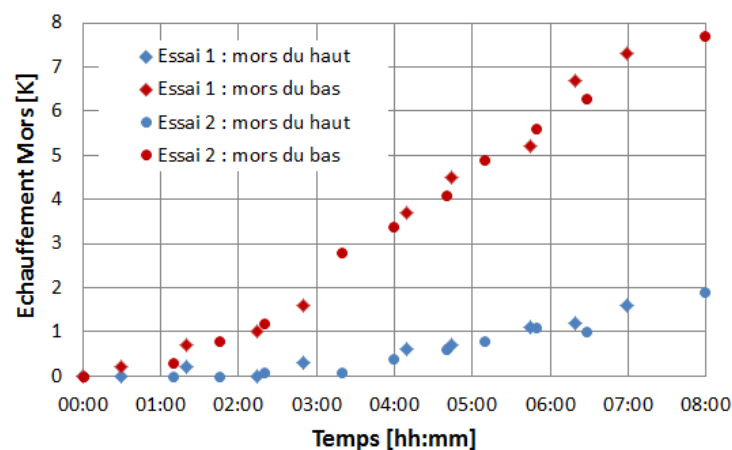


Figure 3.16 - Echauffement des deux mors pendant deux essais d'auto-échauffements.

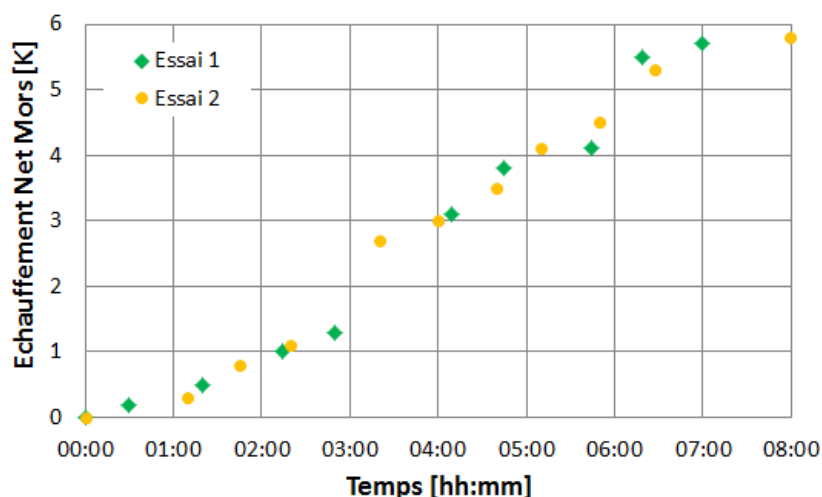


Figure 3.17 - Différence d'échauffement des deux mors pendant deux essais d'auto-échauffements.

La température des deux mors, peints avec un vernis noir pour améliorer leur émissivité, et de l'éprouvette, mesurée avec la caméra pendant un palier typique, est représentée sur la figure 3.18. Le gradient thermique entre les mors est quasiment constant durant le palier, tandis que la température de l'éprouvette croît jusqu'à une asymptote horizontale, l'échauffement stabilisé en fin de palier.

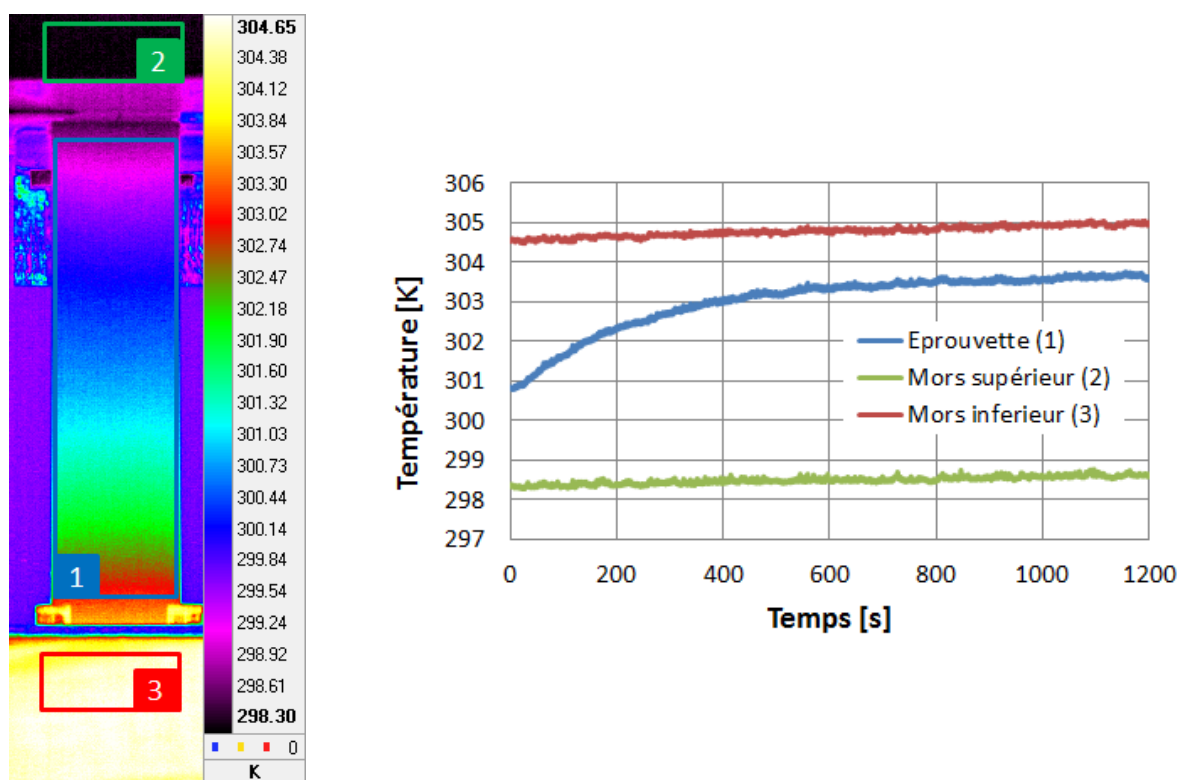


Figure 3.18 - Evolution de la température pendant un palier typique ; (1) de l'éprouvette, (2) du mors supérieur et (3) du mors inférieur.

L'échauffement effectif $\theta(t)$ de l'éprouvette doit donc être estimé en prenant en compte le gradient thermique entre les mors :

$$\theta(t) = T(t) - T(0) - \left[\frac{T_h(t) + T_b(t)}{2} - \frac{T_h(0) + T_b(0)}{2} \right] \quad (3.2)$$

où T est la température de l'éprouvette, T_h et T_b les température du mors supérieur et du mors inférieur. Cette correction de l'échauffement de l'éprouvette est présentée sur la figure 3.19, pour le palier typique de la figure 3.18. Cette courbe d'auto-échauffement dévoile deux paramètres ; l'échauffement stabilisé d'équilibre en fin de palier, noté θ_F et la vitesse initiale d'échauffement $\dot{\theta}_0$ qui sont deux indicateurs thermiques de l'état d'endommagement de l'éprouvette pendant le palier de sollicitation cyclée.

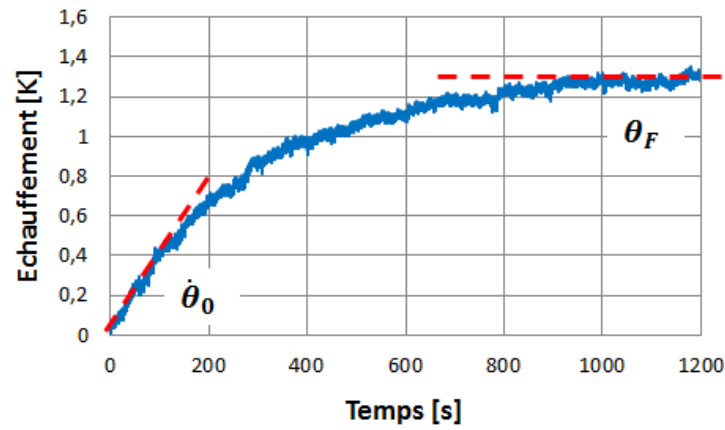


Figure 3.19 - Evolution typique de l'échauffement effectif d'une éprouvette durant un palier de sollicitation cyclée corrigé du gradient thermique des mors.

3.3.3 Détermination des courbes d'auto-échauffement

L'origine de la stabilisation de la température, figure 3.19, est la déperdition de chaleur due à la convection qui peut être décrite simplement par la loi de refroidissement de Newton (1701) :

$$T(t) = T_\infty + (T(0) - T_\infty)e^{-t/\tau} \quad (3.3)$$

où $T(t)$ est la température, variable dans le temps t , T_∞ la température stabilisée d'équilibre, $T(0)$ la température initiale et τ le temps caractéristique. L'équilibre thermique est atteint après un temps égal à 3 ou 4 τ . L'équation (3.3) devient en soustrayant la température initiale de l'égalité :

$$T(t) - T(0) = T_\infty - T(0) + (T(0) - T_\infty)e^{-t/\tau}. \quad (3.4)$$

Ce qui fait apparaître l'échauffement effectif du matériau, corrigé du terme gradient dans les mors, tel que défini dans (3.2) :

$$\theta(t) = \theta_F(1 - e^{-t/\tau}) \quad (3.5)$$

où θ_F est l'échauffement final défini auparavant. La dérivation de (3.5) donne l'évolution de la vitesse d'échauffement pendant la sollicitation cyclée :

$$\frac{\partial \theta(t)}{\partial t} = \frac{\theta_F}{\tau} e^{-t/\tau}. \quad (3.6)$$

La valeur à l'origine de cette dérivée à l'origine est la vitesse d'échauffement initiale $\dot{\theta}_0$:

$$\frac{\partial \theta(0)}{\partial t} = \dot{\theta}_0 = \frac{\theta_F}{\tau}. \quad (3.7)$$

L'équation (3.5) est donc la loi exponentielle modifiée de Newton utilisée dans la suite pour l'interpolation des données. Deux paramètres influencent l'interpolation ; l'échauffement stabilisé θ_F et τ le temps caractéristique. τ est ensuite utilisé dans (3.7) pour déterminer la vitesse d'échauffement initiale $\dot{\theta}_0$.

L'échauffement mesuré pour trois paliers de contrainte moyenne $\sigma_m = 242, 376$ et 430 MPa sur l'éprouvette E16-90-4 cyclée à 5 Hz avec un rapport de charge de 0,5, est tracé sur la figure 3.20. Les données expérimentales sont bien interpolées par la loi exponentielle corrigée de Newton. Le palier de 242 MPa a été volontairement interrompu après 800 secondes, une fois que l'on a estimé avoir atteint la température stabilisée d'équilibre. Les valeurs estimées de l'échauffement stabilisé θ_F , du temps caractéristique τ et de la vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ des trois paliers de la figure 3.20, sont présentées dans le tableau 3.6, qui montre qu'une sollicitation cyclée de 800 à 1200 secondes donne 3-4 fois le temps caractéristique et donc, est suffisante pour atteindre une température stabilisée.

Tableau 3.6 - Valeurs de l'échauffement final, du temps caractéristique et de la vitesse initiale estimés par la loi de Newton pour trois paliers de contrainte moyenne σ_m , éprouvette E16-90-4.

| σ_m [MPa] | θ_F [K] | τ [s] | $\dot{\theta}_0$ [mK/s] |
|------------------|----------------|------------|-------------------------|
| 242 | 0,34 | 201,14 | 1,66 |
| 376 | 1,30 | 288,57 | 4,51 |
| 430 | 2,31 | 244,28 | 9,44 |

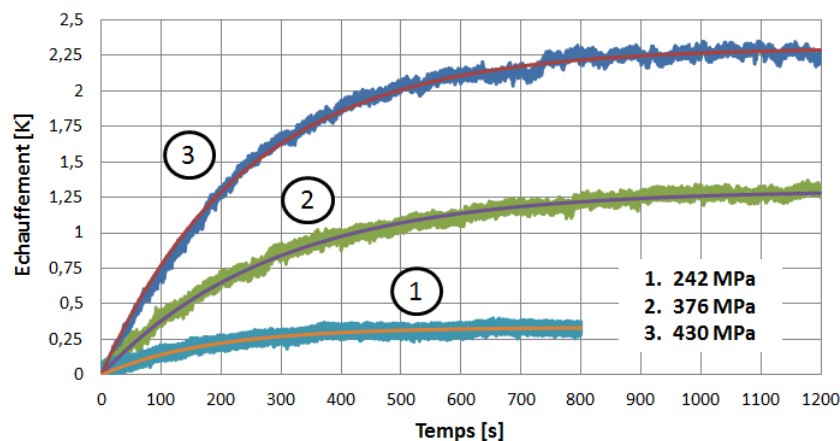


Figure 3.20 - Evolution de l'échauffement de l'éprouvette E16-90-4 pour trois paliers de contrainte moyenne $\sigma_m = 242, 376$ et 430 MPa. Comparaison entre les mesures expérimentales et leur interpolation (—).

3.3.4 Estimation de la rupture de pente

La courbe d'auto-échauffement est la représentation des échauffements stabilisés ou des vitesses initiales d'échauffements estimés en fonction de la contrainte maximale appliquée de chaque palier de sollicitation cyclée. La figure 3.21 présente les courbes d'auto-échauffement tracées à partir de l'échauffement final stabilisé θ_F et de la vitesse d'échauffement initial $\dot{\theta}$ estimés avec la loi exponentielle, figure 3.20, pour l'éprouvette E16-90-2. Une modification significative de la réponse thermique de l'éprouvette, qui se traduit par une augmentation brusque de l'échauffement, apparaît nettement au environ de 400 MPa, figure 3.21.

Parfois, dans la littérature, cette rupture de pente n'est pas claire et son évaluation n'est pas toujours précisée. Puisque la détermination de la vitesse et de l'échauffement n'est pas réalisée de manière « visuelle » en regardant simplement les courbes d'auto-échauffement, mais en utilisant une loi de convection, une procédure univoque d'estimation robuste de la rupture de pente est essentielle pour que la détermination de la limite de fatigue par des essais d'auto-échauffement gagne en fiabilité et en stabilité.

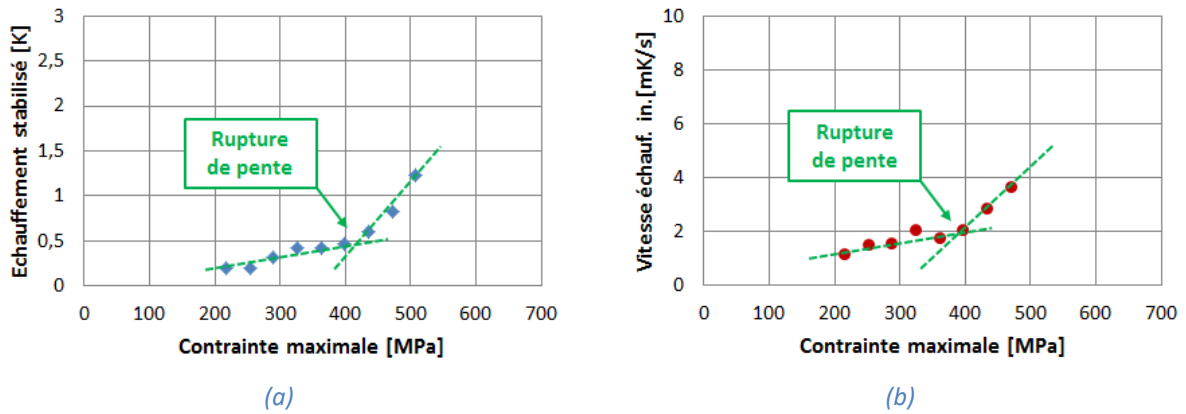


Figure 3.21 - Identification de la rupture de pente des courbes d'auto-échauffement de l'éprouvette E16-90-2, $f_c = 5$ Hz, $R=0,5$, (a) échauffement stabilisé, (b) vitesse d'échauffement initiale en fonction de la contrainte maximale appliqué pour chaque palier de sollicitation cyclée.

La méthode proposée permet, de manière automatique, d'identifier le changement de la réponse thermique. Elle consiste à séparer en deux séries les données de la courbe d'auto-échauffement et à les interpoler linéairement. La rupture de pente est alors définie comme la valeur de la contrainte d'intersection de ces deux polynômes. La « qualité » de l'interpolation est appréciée par le coefficient de détermination de la régression linéaire, noté err plutôt que le classique R^2 , afin le distinguer du rapport de charge :

$$err = 1 - \frac{\sum_{i=1}^n (y_i - \hat{y}_i)^2}{\sum_{i=1}^n (y_i - \bar{y})^2} \quad (3.8)$$

où y_i est la valeur mesurée de θ_{Fi} ou de $\dot{\theta}_{0i}$, \hat{y}_i les valeurs prédites par l'interpolation et \bar{y} la moyenne des n mesures, le coefficient de détermination variant entre 0 et 1. Lorsqu'il est proche de 0, le pouvoir prédictif de l'interpolation est faible, lorsqu'il est proche de 1, les points sont bien interpolés par le

polynôme linéaire. On a $err = 1$ pour deux points ou si les points sont parfaitement alignés. Les séries possibles identifiables pour la courbe en échauffement stabilisé pour l'éprouvette E16-90-2 sont résumées sur la figure 3.22. Chaque série de valeurs (en jaune et vert) est interpolée pour l'estimation de l'intersection σ_{LIM} et du coefficient de détermination err de chaque interpolation.

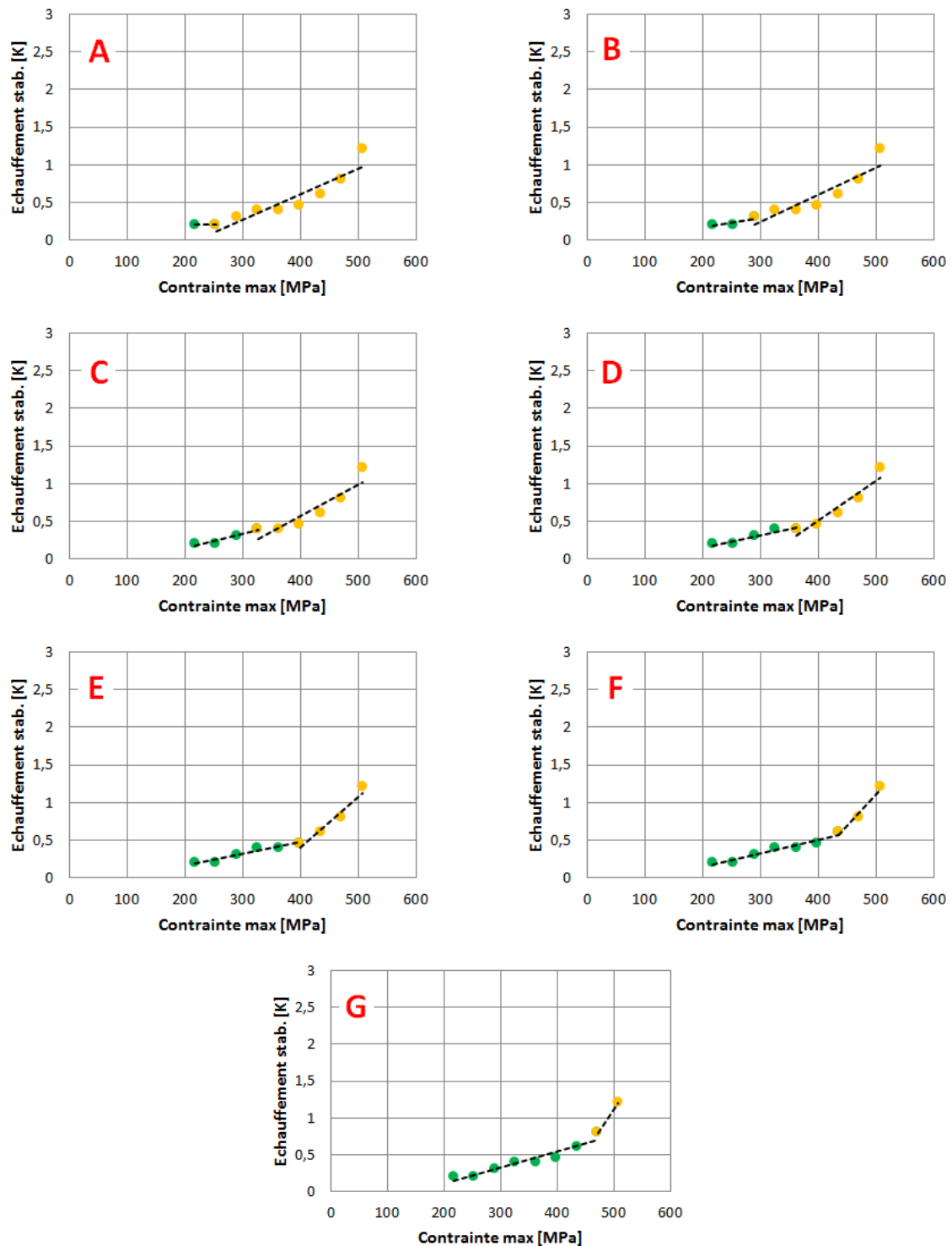


Figure 3.22 - Couples de séries de données possibles pour l'estimation de la rupture de pente, sur la courbe d'auto-échauffement en échauffement stabilisé, éprouvette E16-90-2.

Un deuxième coefficient err_G , le produit des deux coefficients de détermination de chaque série, assure de la validité de la détermination σ_{LIM} :

$$err_G = err_{SERIE_1} * err_{SERIE_2} . \quad (3.9)$$

Les résultats obtenus en utilisant les courbes avec l'échauffement stabilisé de la figure 3.22 sont regroupés dans le tableau 3.7. Plusieurs choix de la valeur finale de σ_{LIM} sont possibles. La rupture de pente σ_{LIM} optimale, noté σ_{LIM}^* , possède le coefficient de détermination err_G le plus élevé. La rupture de pente σ_{LIM} optimale moyenne pondérée, noté $\bar{\sigma}_{LIM}$, correspond à une moyenne pondérée sur les coefficients de détermination err_G de toutes les σ_F estimés ;

$$\bar{\sigma}_{LIM} = \frac{\sum_{j=1}^n (\sigma_{LIMj} * err_{Gj})}{\sum_{j=1}^n err_{Gj}} \quad (3.10)$$

où n est le nombre de couples utilisés. Les couples présentant une série de deux points seulement, et donc un $err_G = 1$, ne sont pas pris en compte dans les deux estimations. C'est le cas du couple G de la figure 3.22, la deuxième série, en jaune, ne compte que de 2 points, et donc $err_{SERIE-2} = 1$. Le couple D, figure 3.22, présente le coefficient err_G le plus élevé, avec une estimation de la rupture de pente à 404 MPa. La moyenne pondérée de l'ensemble des valeurs de σ_{LIM} donne comme valeur moyenne 396 MPa, et donc finalement très proche de la première estimation. Ces deux estimations sont en bon accord avec la rupture de pente discernable sur la figure 3.21. Les valeurs estimées pour l'éprouvette analysée sont reportées dans le tableau 3.8, en utilisant la courbe d'auto-échauffement en échauffement stabilisée et celle en vitesse initiale. Les valeurs estimées sont très proches, que ce soit pour l'échauffement stabilisé θ_F ou pour la vitesse initiale d'échauffement $\dot{\theta}_0$, mais aussi pour les deux estimation optimale de σ_{LIM} . Toutes ces estimations sont très proches de la rupture de pente observable sur la figure 3.21.

Tableau 3.7 - Détermination de la rupture de pente de l'échauffement stabilisé, courbe d'auto-échauffement de l'éprouvette E16-90-2.

| COUPLE | err_{SERIE_1} | err_{SERIE_2} | err_G | σ_{LIM} [MPa] |
|--------|-----------------|-----------------|---------|----------------------|
| A | 1 | 0,85 | 0,85 | 280 |
| B | 0,75 | 0,83 | 0,62 | 338 |
| C | 0,89 | 0,83 | 0,74 | 374 |
| D | 0,93 | 0,94 | 0,87 | 404 |
| E | 0,93 | 0,90 | 0,84 | 412 |
| F | 0,91 | 0,92 | 0,83 | 433 |
| G | 0,88 | 1 | 0,88 | 462 |

Tableau 3.8 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E16_90_2.

| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|
| Echauffement stabilisé θ_F | 404 | 396 |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 402 | 409 |

3.4 Identification de la limite de fatigue

Quatre essais réalisés sur le composite 16 plis dans l'orientation 90°-trame avec la même fréquence de 5 Hz et le même rapport de charge de 0,5 sont menés pour étudier la reproductibilité des résultats. Quatre éprouvettes sont utilisées ; l'éprouvette **E16-90-2** dont l'estimation de la rupture de pente a fait l'objet du § 3.3.4, et les éprouvettes E16-90-3, E16-90-4 et E16-90-5.

L'éprouvette **E16-90-3** a été testée pour des contraintes moyennes plus élevées, et donc avec des amplitudes de chargement plus grandes que celles qu'a subies l'éprouvette E16-90-2. Ses courbes d'auto-échauffement, figure 3.23, présentent un changement de pente pour une contrainte d'environ 500 MPa, tableau 3.9, estimée en utilisant la procédure décrite au § 3.3.4. La rupture de cette éprouvette s'est produite pendant le sixième palier après 700 cycles et donc, pendant une sollicitation cyclée à 5 Hz entre $\sigma_{MIN} = 305$ MPa et $\sigma_{MAX} = 610$ MPa. Cette contrainte maximale est inférieure à la contrainte en rupture statique ; 680 MPa, § 3.2. Le chargement cyclique a donc accéléré la ruine du matériau et a amené une rupture en fatigue après 30000 cycles. La rupture de pente de l'éprouvette E16-90-3, bien visible sur ses courbes d'auto-échauffement, figure 3.23, se décèle autour de 500 MPa, une contrainte bien supérieure à celle estimée pour l'éprouvette E16-90-2, 400 MPa environ, figure 3.21. Pourtant, ces deux éprouvettes identiques ont subi des essais, à la même fréquence et au même rapport de charge, et différents seulement par les contraintes moyennes des paliers de cycles.

L'éprouvette **E16-90-4** a donc été testée sur l'ensemble des paliers qu'ont subis les deux éprouvettes E16-90-2 et E16-90-3, dans le but de comprendre cette différence. Les 13 paliers de sollicitations cyclées effectués pour l'éprouvette E16-90-4 recoupent les 9 paliers sur l'éprouvette E16-90-2 et les 5 sur E16-90-3, figure 3.25. Les courbes d'auto-échauffement de cette éprouvette dévoilent deux ruptures de pentes qui séparent trois phases dans la réponse thermique du matériau, figure 3.24. Ces deux ruptures de pentes, tableau 3.10, coïncident raisonnablement avec les ruptures estimées pour les deux premières éprouvettes ; 400 MPa pour la première rupture de pente et environ 500 MPa pour la deuxième.

Tableau 3.9 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E16-90-3.

| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|
| Echauffement stabilisé θ_F | 495 | 507 |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 506 | 506 |

Tableau 3.10 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E16-90-4.

| | PREMIERE RUPTURE | | DEUXIEME RUPTURE | |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| Echauffement stabilisé θ_F | 384 | 383 | 509 | 504 |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 397 | 393 | 498 | 501 |

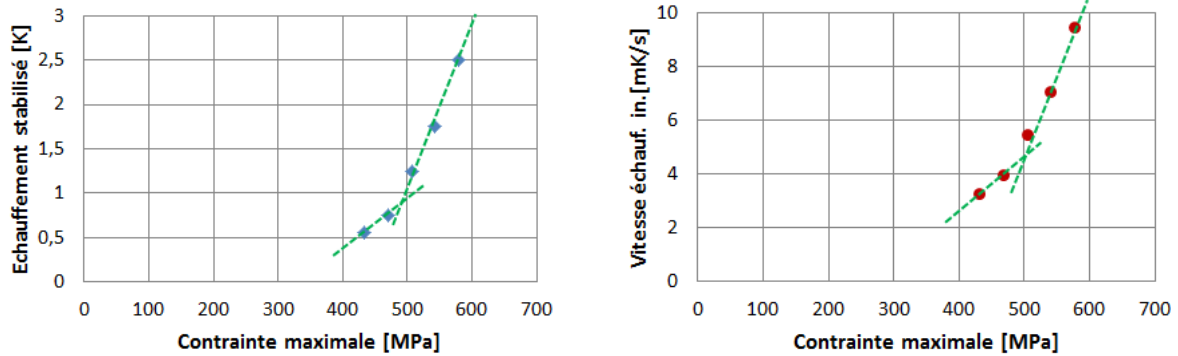


Figure 3.23 - Courbes d'auto-échauffement, éprouvette E16-90-3, $f_c = 5$ Hz, $R=0,5$.

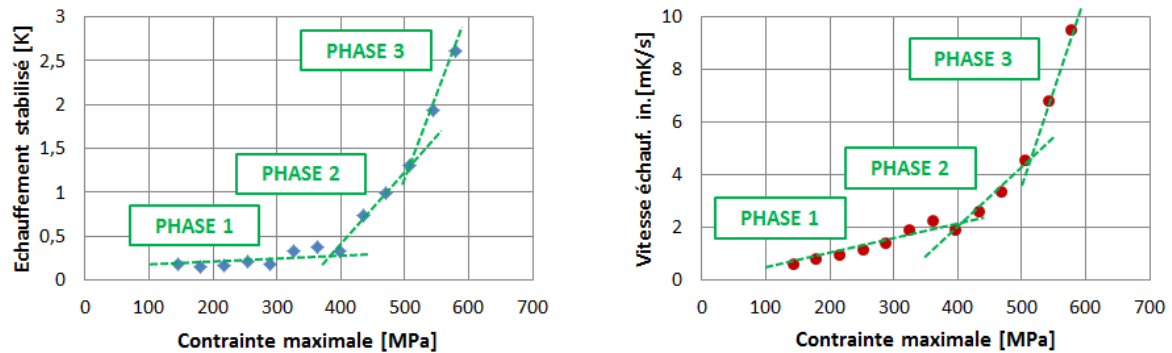


Figure 3.24 - Courbes d'auto-échauffement, éprouvette E16-90-4, $f_c = 5$ Hz, $R=0,5$.

La comparaison des courbes d'auto-échauffement des trois éprouvettes, figure 3.25, souligne une bonne reproductibilité et une faible dispersion des résultats, quel que soit l'éprouvette ou la méthode d'estimation utilisée. L'estimation des échauffements finaux et les vitesses initiales d'échauffement est quasiment analogue pour les trois essais ; la réponse thermique du matériau dépend seulement de l'état d'endommagement créé pendant le palier de sollicitations cyclées ; l'histoire cyclique n'a pas d'influence explicite. Tous les gradients thermiques « parasites », tels que le gradient dans les mors, sont bien maîtrisés et éliminés de la procédure d'estimation. La reproductibilité est assurée.

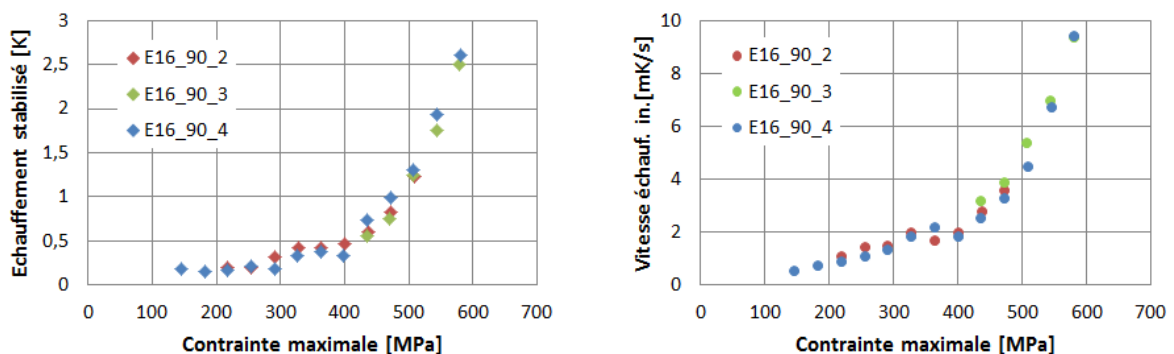


Figure 3.25 - Comparaison des courbes d'auto-échauffement pour les trois éprouvettes E16_90_2/3/4 (5 Hz, $R=0,5$).

La contrainte maximale du dernier palier de sollicitations cyclées sur l'éprouvette E16-90-2 étant $\sigma_{MAX} = 500$ MPa, figures 3.21 et 3.25, la deuxième rupture de pente à 500 MPa ne pouvait bien évidemment pas être ni détectée ni estimée. De même, la contrainte maximale du premier palier sur l'éprouvette E16-90-3 étant au moins de $\sigma_{MAX} = 425$ MPa, figures 3.23 et 3.25, la première rupture à 400 MPa ne pouvait pas non plus l'être. Seule la plage des contraintes maximales des paliers sur l'éprouvette E16-90-4, de $\sigma_{MAX} = 150$ MPa à 610 MPa, figures 3.24 et 3.25, est suffisamment étendue pour que les courbes d'auto-échauffement de cette éprouvette dévoilent les deux ruptures de pentes à 400 MPa et à 500 MPa. La procédure d'estimation de la rupture de pente nécessite que les paliers soient en nombre suffisant et couvrent un large intervalle de sollicitation jusqu'à la contrainte à rupture.

Afin de comprendre les phénomènes qui gouvernent la variation de la réponse thermique des éprouvettes, une caractérisation de la morphologie des mécanismes de détérioration déclenchés par les cycles de sollicitation d'un essai d'auto-échauffement est réalisée sur une éprouvette. Pour cela, l'éprouvette **E16-90-5** a été testée avec un essai d'auto-échauffement interrompu de quatre paliers. A la fin de chaque bloc d'excitation cyclique, le chant poli d'une des tranches de l'éprouvette a été observé au microscope optique. Pour chaque niveau d'excitation, des coupes micrographiques sont acquises sur deux zones de l'éprouvette, figure 3.26.

Le matériau vierge ne renferme aucune fissure, les lignes visibles sur la première série d'images sont des rayures dues au polissage. L'état initial de l'éprouvette est non endommagé et donc, toutes les fissures observées pour les paliers sont créées par la sollicitation cyclée. À $\sigma_{MAX} = 200$ MPa, aucune fissure n'est encore observée. Ce premier palier n'a donc pas introduit d'endommagement ; la contrainte maximale est en dessous du seuil d'endommagement, 260 MPa, §3.2.

À $\sigma_{MAX} = 400$ MPa, le nombre de **microfissures transverses intra-toron**, perpendiculaire à la sollicitation de traction (vertical par rapport aux images de la figure 3.26) devient significatif. C'est donc, ce premier mode d'endommagement généralisé qui, très probablement, est la cause de la première rupture de pente détectée sur les courbes d'auto-échauffement. Une rupture de pente repère donc un seuil de contrainte à partir duquel le matériau commence à micro-fissurer et à fatiguer ; donc une limite de fatigue.

À $\sigma_{MAX} = 500$ MPa, La densité des microfissures transverses intra-toron a fortement augmentée. Ces microfissures prennent leur taille maximale ; la distance entre deux torons longitudinaux. La microfissuration transverse atteint pratiquement son état de saturation comme le montre une comparaison de leur nombre entre les vues prises après le palier à 500 MPa et l'état de l'éprouvette rompue à 600 MPa. La saturation d'un mode de détérioration [Fujii et al., 1993], crée un seuil de contrainte, une limite à partir de laquelle la dégradation du matériau par ce mode d'endommagement se ralentit. L'interface toron transversaux/toron longitudinaux a stoppé la fissuration transversale intra-toron, empêchant ainsi sa propagation catastrophique, et l'a déviée en fissures longitudinales, indiquées par des flèches rouges sur la figure 3.26. Ces décohésions inter-torons constituent un deuxième mécanisme de détérioration qui se traduit par la deuxième rupture de pente observée sur les courbes d'auto-échauffement. Cette deuxième rupture de pente repère donc un seuil de contrainte à partir duquel un deuxième mode de détérioration endommage davantage le matériau et accélère sa fatigue ; donc une limite de fatigue.

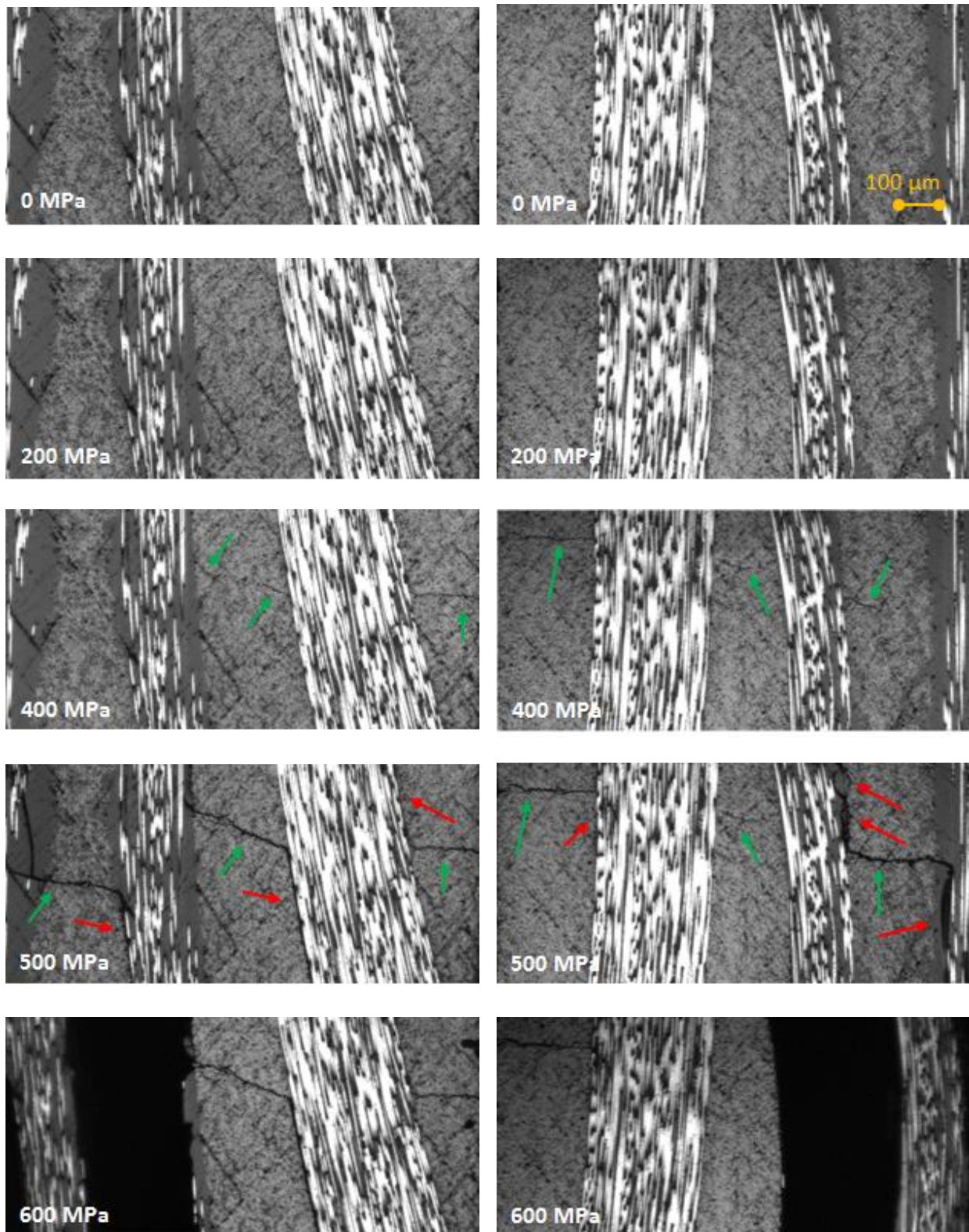


Figure 3.26 - Coupes micrographiques de deux zones de l'éprouvette E16-90-5 à l'état initial, à trois paliers de sollicitation cyclée à $\sigma_{MAX} = 200$ MPa, 400 MPa et 500 MPa et de la rupture à 600 MPa. Microfissuration transverse intra-toron (flèches vertes) et décohésions inter-torons (flèches rouges).

Les micrographies de l'éprouvette rompue au cours du cycle à **600 MPa** montrent clairement le délaminage, un décollement de plis, la fissure macroscopique au sens de la Mécanique de la Rupture, qui amène la rupture. La comparaison des vues prises après le palier à 500 MPa et après la rupture à 600 MPa, montre que cette macrofissure est l'agrégation des microfissures transverses intra-toron et de leurs déviations longitudinales, les décohésions inter-torons. Au voisinage de 600 MPa, le nombre de microfissures transversales et de décohésions inter-torons, devient si important, que l'éprouvette est complètement hachurée. Ces deux réseaux de microfissures se rejoignent et créent les décollements des plis. La propagation instable de ces macrofissures conduit, quasiment instantanément, à la rupture de l'éprouvette.

Ces vues micrographiques révèlent le nombre et la morphologie des modes d'endommagement. Les deux modes identifiés ; la fissuration transverse intra-toron et les décohésions inter-torons, se produisent à l'échelle mésoscopique du tissage des torons. C'est le renfort qui gouverne l'endommagement. Le tissage en torons localise les mécanismes d'endommagement à son échelle mésoscopique en imposant la morphologie des modes de détérioration. Le caractère généralisé, diffus et homogène de l'endommagement, la localisation et la taille des mécanismes d'endommagement ; la fissuration transverse intra-toron et les décohésions inter-torons y apparaissent clairement.

La chronologie de l'endommagement du matériau par des paliers de sollicitation cyclé est assez similaire à l'endommagement en traction monotone. La non linéarité de l'évolution de l'énergie cumulée par émission acoustique en fonction de la contrainte, figure 3.11, est beaucoup plus marquée que celle de sa courbe contrainte-déformation, figure 3.9. Cela donne une estimation d'un seuil bien plus aisée. Le seuil d'endommagement à partir duquel l'accumulation d'énergie commence à être significative est 260 MPa, mais si ce seuil était estimé par la rupture de pente, la valeur retenue serait plutôt au environ de 400 MPa, figure 3.11. L'accroissement rapide du cumul d'énergie, indicateur de l'accélération de la propagation et de la création des microfissures, le deuxième mode d'endommagement, détectée aussi par une deuxième rupture de pente sur la figure 3.11, se produit vers 500 MPa. On retrouve donc les deux limites de fatigue estimées par les courbes d'auto-échauffement, 400 MPa pour la première rupture de pente et environ 500 MPa pour la deuxième.

L'estimation d'un seuil est toujours une entreprise délicate et controversée. Toutes les courbes ; les courbes d'auto-échauffement et aussi l'énergie cumulée par émission acoustique, montrent des évolutions continues à dérivées elles aussi continues. La nature, à l'échelle macroscopique, a horreur des discontinuités. Les changements de pente s'accomplissent graduellement, progressivement, sans rupture brusque. Les toutes premières microfissures créées n'ont qu'un effet insignifiant sur la réponse mécanique ou thermique d'un matériau. Ce n'est que lorsque leur nombre devient substantiel qu'elles peuvent modifier la réponse macroscopique du matériau. C'est la raison pour laquelle les seuils n'ont pas de valeurs physiques exactes. Un seuil est-il le tout début de la modification d'une réponse macroscopique ? Est-ce la valeur pour laquelle la modification de la réponse macroscopique commence à être significative, i.e., la rupture de pente ?

La question inévitable qui s'impose, en l'état d'avancement de cette étude, concerne la signification des deux ruptures de pentes dans les courbes d'auto-échauffement. S'agit-il de la limite de fatigue du matériau définie comme l'asymptote horizontale de la courbe *S-N* définissant une valeur limite de la contrainte en dessous de laquelle la probabilité de rupture est quasi-nulle ?

La première rupture de pente à **400 MPa**, repère le seuil de contrainte à partir duquel le premier mode d'endommagement, les microfissures transverses intra-toron, commence à microfissurer le matériau et à le fatiguer. Les paliers de traction cyclée, une fois la contrainte maximale atteinte, ne vont qu'ouvrir et refermer ces fissures transversales en mode I sans grande génération de chaleur si ce n'est le frottement sur les décohésions d'interface, déviation longitudinale de ce réseau transversal. Arrêtées par l'interface, les microfissures transverses intra-toron atteignent rapidement un état de saturation. La rupture en fatigue, par croissance instable de ce mode de fissuration est hautement improbable, c'est donc la limite de fatigue, au sens d'une asymptote horizontale de la courbe *S-N*, **la limite de fatigue**.

La seconde rupture de pente à **500 MPa**, repère le seuil de contrainte à partir duquel le deuxième mode d'endommagement, les décohésions inter-torons, devient significatif. Les paliers sollicitent ces fissures longitudinales en mode II déclenchant un frottement considérable sur les lèvres des fissures qui engendre une génération élevée de chaleur. Les ondulations du tissage peuvent arrêter la propagation de ces fissures d'interface. Mais, les micrographies de la figure 3.26 montrent plutôt une aggravation, qu'aucun toron ne viens stopper, de la longueur des décohésions inter-torons qui dégénèrent en un délaminage. Une éprouvette sollicitée par une contrainte de traction plus haute que ce seuil cassera très probablement. Au-dessous de ce seuil, la rupture en fatigue est moins probable, ce serait donc une limite de fatigue, au sens d'une asymptote horizontale de la courbe *S-N*, **une limite haute de fatigue**.

Le fait que l'endommagement du matériau par des paliers de sollicitation cyclé est analogue à l'endommagement en traction monotone soulève une autre interrogation. A-t-on identifié le comportement en fatigue du matériau ? Les cinétiques d'endommagement sont-elles pilotées par la contrainte maximale des cycles comme pour une sollicitation de traction quasi-statique ? La fatigue à grand nombre de cycles est-il bien représenté par ces paliers finalement assez brefs, quelques milliers de cycles, 4000 à 5000, certes suffisant pour obtenir une température stabilisée ? Il est évident que c'est la contrainte maximale qui gouverne la croissance des microfissures transverses intra-toron. Elles ne subissent qu'une réouverture-fermeture en mode I par les cycles qui ne peut influencer leur propagation. En revanche, les cycles excitent les décohésions inter-torons en mode II par un glissement avec frottement. L'usure des lèvres que peut provoquer un grand nombre de cycles affecte la contrainte de cisaillement interfaciale et le coefficient de frottement. Cette dégradation par fatigue favorise la propagation rapide de ces décohésions d'interface et doit influencer la limite de fatigue.

Malheureusement, nous ne disposons d'aucune information sur la fatigue de ce composite tissé carbone/époxy. L'existence même de la limite de fatigue, définie comme l'asymptote horizontale de la courbe *S-N* définissant une valeur limite de la contrainte en dessous de laquelle la probabilité de rupture est quasi-nulle, n'est pas certaine. La seule façon de valider les estimations de la limite de fatigue par essai d'auto-échauffement serait de réaliser des essais complets de fatigue. Mais, l'estimation de la limite de fatigue par les courbes *S-N* est un processus long et coûteux.

3.5 Influence de propriétés du matériau et de la fréquence des cycles sur l'évaluation de la rupture de pente

Pour mieux saisir le sens des ruptures de pentes dans les courbes d'auto-échauffement, l'influence de différents paramètres sur l'estimation de la rupture de pente est considérée ; l'épaisseur de l'éprouvette, l'orientation chaîne/trame du tissu ou la fréquence d'excitation. Ce n'est pas une validation de l'estimation de la limite de fatigue, que seule permettrait une comparaison avec la détermination classique sur la courbe $S-N$ issue des essais de fatigue, mais une première vérification de la robustesse de la procédure d'identification. Cette étude paramétrique donne un simple éclairage sur les phénomènes physiques mis en jeu dans l'auto-échauffement du matériau.

Certains paramètres sont des variables « matériau » ; l'orientation chaîne/trame du tissu. D'autres sont des variables « configuration expérimentale » ; la fréquence d'excitation. L'épaisseur de l'éprouvette est à la fois une variable « matériau » ; un empilement de 16 plis donne un composite différent de celui formé par un tissage de 8 plis, mais aussi une variable « configuration expérimentale » ; le temps caractéristique τ dépend de cette épaisseur.

3.5.1 Influence de l'épaisseur

L'effet de l'épaisseur sur l'estimation de la limite de fatigue est analysé en utilisant les éprouvettes E8-90-1 et E8-90-2 de composite à 8 plis en comparant leurs courbes d'auto-échauffement, figures 3.27 et 3.28, avec celles des éprouvettes E16-90 de composite à 16 plis de même orientation 90°-trame, figure 3.25, en utilisant la même fréquence d'excitation de 5 Hz et le même rapport de charge de 0,5. Sur la comparaison, figure 3.29, pour une meilleure lisibilité, une seule éprouvette par épaisseur est représentée. L'estimation des ruptures de pente par la loi exponentielle est donnée dans les tableaux 3.11 et 3.12 et la comparaison dans le tableau 3.13.

L'échauffement stabilisé semble évoluer de façon assez semblable pour les deux empilements. Cependant, la vitesse d'échauffement indique une influence marquée de l'épaisseur sur l'auto-échauffement des éprouvettes. Si la vitesse initiale d'échauffement du 8 plis augmente peu par rapport à la configuration à 16 plis, une fois la première rupture de pente dépassée, la vitesse d'échauffement de l'éprouvette à 8 plis augmente significativement en comparaison avec celle de l'éprouvette à 16 plis, figure 3.29. L'augmentation est encore plus importante après la deuxième rupture de pente.

L'épaisseur influence aussi les ruptures de pente. La première rupture chute de 400 MPa pour le 16 plis à 350 MPa en moyenne pour le 8 plis, tableau 3.13. La deuxième est moins influencée avec une baisse d'environ 20 MPa. Le dernier palier de sollicitation cyclée à 5 Hz entre 280 MPa et 560 MPa, a amené l'éprouvette à la rupture à des valeurs inférieures à la rupture du 16 plis pour $\sigma_{MIN} = 305$ MPa / $\sigma_{MAX} = 610$ MPa. A la fin de l'avant-dernier palier, l'éprouvette E8-90 présente une microfissuration déjà très importante annonciatrice évidente de la rupture, qui s'est effectivement produite au tout début du dernier palier après environ 50 cycles.

Donc, si la contrainte à rupture en traction quasi-statique est la même pour les deux empilements, §3.2, la fatigue dépend du nombre de plis. La baisse de la limite de fatigue estimée par la rupture de pente sur les courbes d'auto-échauffement de 400 MPa à 350 MPa provoque l'aggravation de la dégradation du composite 8 plis, ce qui anticipe sa rupture par rapport à l'empilement à 16 plis.

L'existence d'une épaisseur critique à partir de laquelle le comportement en fatigue d'un matériau est modifié, a été montrée par plusieurs études. Par exemple, Rosenkranz et al., [2000] ont observé que si les courbes S-N d'un composite stratifié renforcés par des fibres de verre estimées par des essais de fatigue, étaient presque identiques pour des épaisseurs de 2 et 3 mm, la limite de fatigue est plus élevée pour une épaisseur de 4 mm.

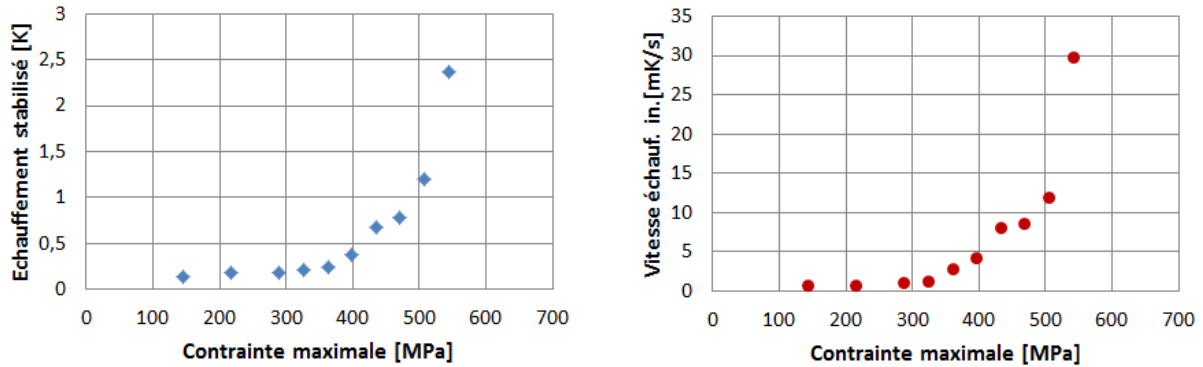


Figure 3.27 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E8-90-1 ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

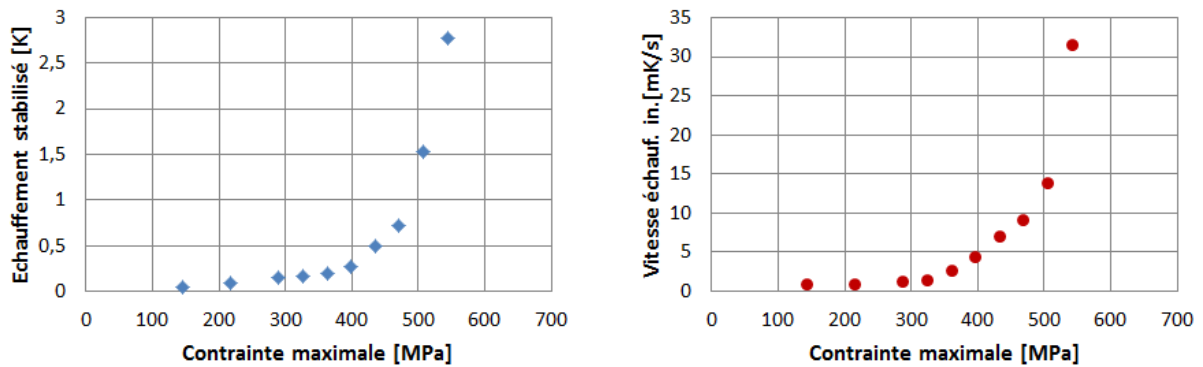


Figure 3.28 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E8-90-2 ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

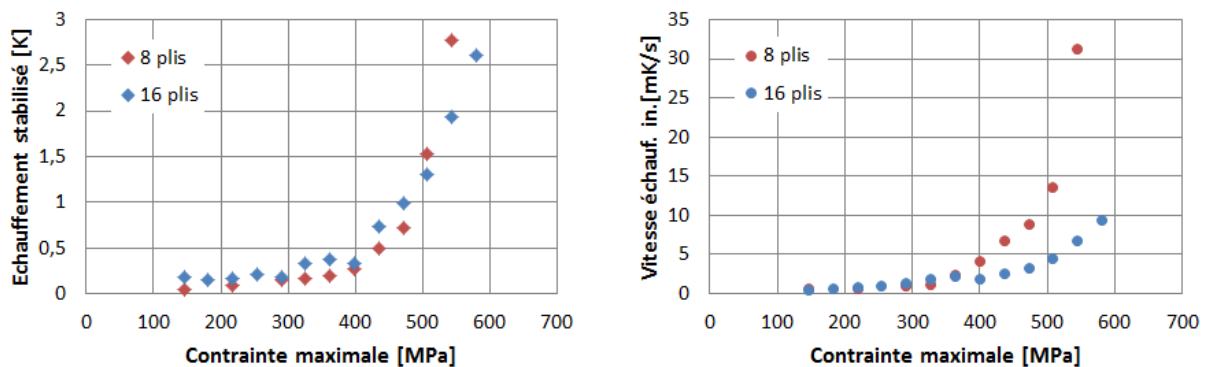


Figure 3.29 - Influence du nombre de plis sur les courbes d'auto-échauffement ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

Tableau 3.11 - Estimation des ruptures de pente pour l'éprouvette E8-90-1.

| | PREMIERE RUPTURE | | DEUXIEME RUPTURE | |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| Echauffement stabilisé θ_F | 353 | 332 | 513 | 487 |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 336 | 327 | 482 | 482 |

Tableau 3.12 - Estimation des ruptures de pente pour l'éprouvette E8-90-2.

| | PREMIERE RUPTURE | | DEUXIEME RUPTURE | |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| Echauffement stabilisé θ_F | 363 | 358 | 474 | 476 |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 365 | 322 | 480 | 476 |

Tableau 3.13 – Influence du nombre de plis sur les ruptures de pente.

| | | Première rupture | | Deuxième rupture | |
|---------|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| 8 plis | Echauffement stabilisé θ_F | 358 | 345 | 494 | 482 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 351 | 325 | 481 | 479 |
| 16 plis | Echauffement stabilisé θ_F | 394 | 390 | 502 | 506 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 400 | 401 | 502 | 504 |

L'état très endommagé des éprouvettes E8-90 s'observe sur des images thermiques en échauffement du dernier palier, figure 3.30. Les images font référence au premier cycle de sollicitation et au cycle qui a provoqué la rupture, localisée au milieu des éprouvettes. La rupture des torons, repérée à gauche de l'éprouvette E8-90-2, a accéléré le processus de ruine.

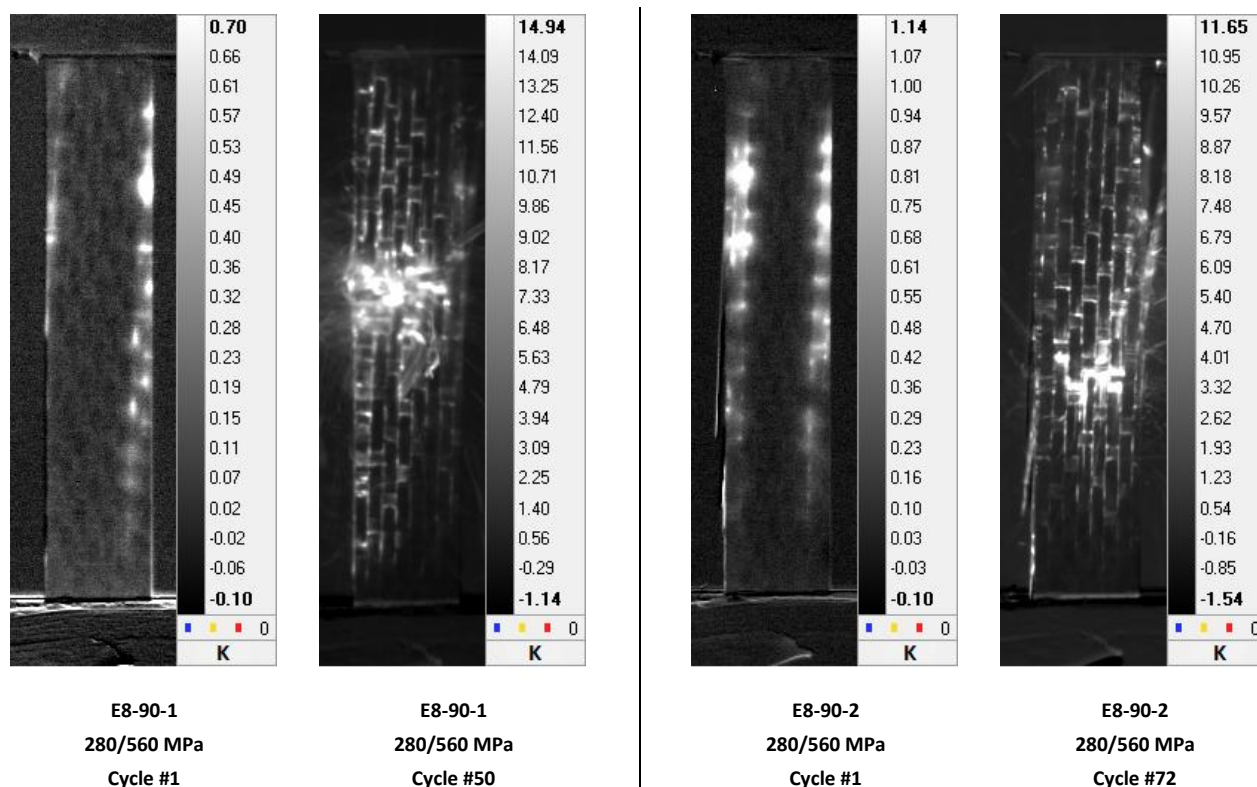


Figure 3.30 - Images thermiques en échauffement au début et à la fin du palier qui a amené à la rupture pour les éprouvettes E8-90-1/2 ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

L'influence de l'épaisseur sur les courbes d'auto-échauffement vient d'être analysée en tant que variable « matériau ». Elle doit l'être aussi en considérant le temps caractéristique τ .

Le temps caractéristique τ , estimé avec la loi proposée, sert pour l'évaluation de la vitesse d'échauffement initiale, équation (3.7) Il diffère selon l'épaisseur. τ est, en moyenne, presque deux fois plus grand pour une épaisseur double ; 150 s pour le 8 plis et 260 s pour le 16 plis. Sur la figure 3.29, l'échauffement est assez similaire pour les deux empilements, mais la vitesse d'échauffement est pratiquement doublée pour le 8 plis. Une estimation par la loi de Newton d'un coefficient h qui représente les pertes thermiques dépend de ce temps caractéristique :

$$\tau = \frac{\rho C_p V}{h S} = \frac{\rho C_p}{h} e \quad (3.11)$$

où le produit ρC_p est la capacité thermique volumique, V le volume et S la surface de l'éprouvette et h le coefficient de transfert thermique. Celui-là est donc proportionnel à l'épaisseur e de l'éprouvette. (3.11) donne l'estimation du coefficient h qui prend donc une valeur très similaire pour les deux empilements ; $40 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ pour le 8 plis et $46 \text{ Wm}^{-2}\text{K}^{-1}$ pour le 16 plis. On double l'épaisseur, donc on double le temps caractéristique. Cette estimation est cohérente avec la valeur typique de l'air.

L'effet « matériau » de la comparaison 16 plis - 8 plis est sans doute authentique. Le confinement plus grand de la fissuration par une éprouvette épaisse, en déformations planes, par rapport à une plaque mince, en contraintes planes, est un résultat classique de la Mécanique de la Rupture. Mais son estimation par comparaison de la vitesse initiale d'échauffement de deux éprouvettes d'épaisseur différente, figure 3.29, est faussée par l'effet « thermique ». Son augmentation de l'ordre du double entre le 8 plis et 16 plis est, en fait, pratiquement la valeur double prédite en tenant compte du temps caractéristique. L'effet « matériau » n'est donc pas discernable dans l'effet « thermique » de l'épaisseur.

Toutefois, l'effet « matériau » de la comparaison 16 plis - 8 plis reste estimé par les changements de rupture de pentes des courbes d'auto-échauffement qui, elles, ne sont affectées par l'effet « thermique » de l'épaisseur.

3.5.2 Influence de l'orientation chaîne/trame

L'effet d'une différence chaîne/trame dans le tissage est évalué en comparant les courbes d'auto-échauffement des éprouvettes E8-0-1 et E8-0-2, figures 3.31 et 3.32, découpée suivant la direction 0°-chaîne avec celles des éprouvettes E8-90 de composite à 8 plis d'orientation 90°-trame, figure 3.29, en utilisant la même fréquence d'excitation de 5 Hz et le même rapport de charge de 0,5. Sur la comparaison, figure 3.33, pour une meilleure lisibilité, une seule éprouvette par épaisseur est représentée. L'estimation des ruptures de pente est donnée dans les tableaux 3.14 et 3.15 et la comparaison dans le tableau 3.16.

Les niveaux d'échauffement détectés sens 0°-chaîne, figures 3.31 et 3.32, sont beaucoup plus faibles que ceux sens 90°-trame, figure 3.29. Aucune éprouvette E8-0 n'est menée à rupture, même pour les paliers de sollicitation cyclée les plus élevés. Cet écart se retrouve pour les contraintes à rupture en traction statique, § 3.2. Le sens 0°-chaîne possède une résistance voisine de 800 MPa plus élevée que celle du sens 90°-trame voisine de 670 MPa. Le taux de fibre est plus élevé dans le sens chaîne que dans

la direction trame, dans une proportion qui doit être celle, assez classique, de 22 fils dans le sens 0°-chaîne pour 19 fils dans 90°-trame. La première rupture de pente des courbes d'auto-échauffement, la limite de fatigue, est plus élevée pour les éprouvettes sens 0°-chaîne, 385 MPa en moyenne contre 345 MPa pour le sens 90°-trame, tableau 3.16, ce qui naturellement modifie la chronologie de l'endommagement. Le seuil du réseau longitudinal des décohésions inter-torons n'est pas dépassé dans le sens 0°-chaîne et donc, on n'observe pas une deuxième rupture de pente, d'autant que les niveaux d'échauffement sont plus faibles. Seule, la courbe en échauffement stabilisé de l'éprouvette E8-0-1, figure 3.14, montre un semblant de deuxième rupture de pente autour de 600 MPa. Les images thermiques ne révèlent pas de décohésions inter-torons dans les éprouvettes sens 0°-chaîne.

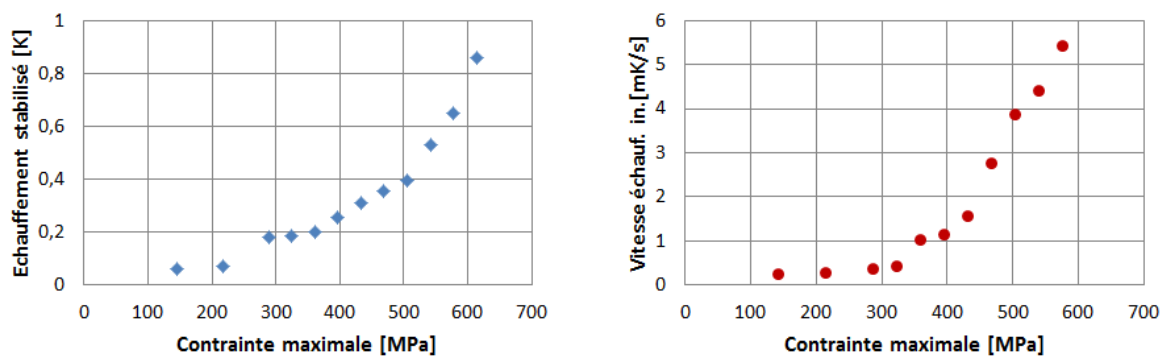


Figure 3.31 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E8-0-1 ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

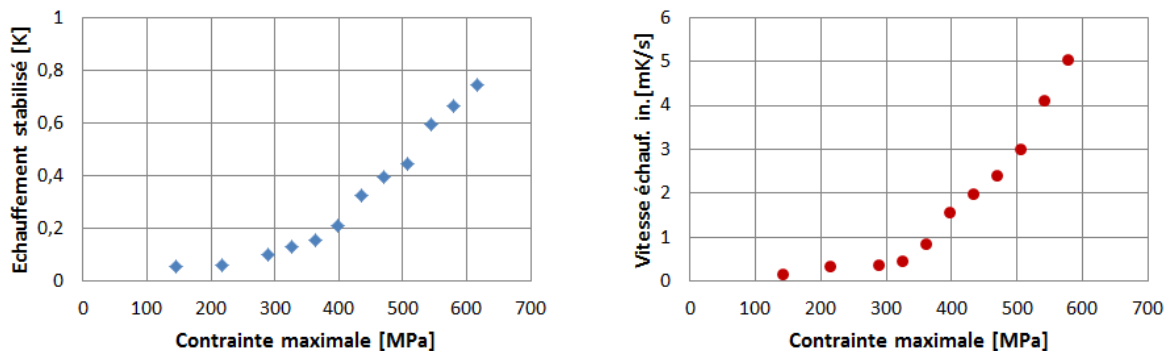


Figure 3.32 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E8-0-2 ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

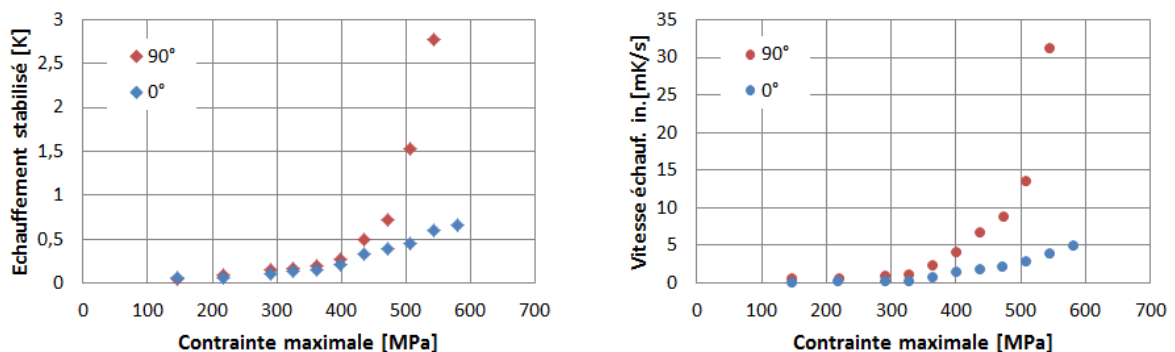


Figure 3.33 - Influence de l'orientation 0°-chaîne/90°-trame sur les courbes d'auto-échauffement ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

Tableau 3.14 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E8-0-1.

| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|
| Echauffement stabilisé θ_F | 385 | 421 |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 398 | 379 |

Tableau 3.15 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E8-0-2.

| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|
| Echauffement stabilisé θ_F | 395 | 391 |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 356 | 369 |

Tableau 3.16 - Influence de l'orientation 0°-chaîne/90°-trame sur les ruptures de pente.

| | | Première rupture | | Deuxième rupture | |
|-----|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| 0° | Echauffement stabilisé θ_F | 390 | 406 | - | - |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 377 | 374 | - | - |
| 90° | Echauffement stabilisé θ_F | 358 | 345 | 494 | 482 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 351 | 325 | 481 | 479 |

En définitive, Le tissage non-équilibré, le taux de fibre plus élevé dans le sens chaîne que dans la direction trame, est parfaitement appréciable par les courbes d'auto-échauffement et leurs ruptures de pentes. Ceci dit, cette variable « matériau » l'était aussi en traction statique parce que régie sans doute plus par la contrainte maximale des cycles que par les cycles eux-mêmes.

3.5.3 Influence de la fréquence d'excitation

L'étude de l'effet de la variable purement « configuration expérimentale » qu'est la fréquence des cycles est la plus prometteuse car elle est la marque indiscutable de la fatigue. L'influence de la fréquence d'excitation est analysée en sollicitant les éprouvettes E16-90-6 et E16-90-7 de composite à 16 plis sens 90°-trame par des chargements cycliques de fréquence égale à 10 Hz, et en comparant leurs courbes d'auto-échauffement, figures 3.34 et 3.35, avec celles des éprouvettes E16-90 de composite à 16 plis de même orientation 90°-trame, figure 3.25, sollicitées à la fréquence d'excitation de 5 Hz en gardant le même rapport de charge de 0,5. La comparaison des courbes d'auto-échauffement est faite sur la figure 3.36 et l'estimation des ruptures de pente est donnée dans les tableaux 3.17, 3.18 et 3.19.

L'amplitude des échauffements stabilisés est assez semblable aux deux fréquences. Toutefois son évolution est accélérée par l'augmentation de la fréquence, figure 3.36. Cette accélération est évidemment plus perceptible sur l'évolution de la vitesse d'échauffement initiale. La vitesse initiale d'échauffement augmente significativement avec la fréquence, lorsque la première rupture de pente est dépassée. L'augmentation est encore plus importante après la deuxième rupture de pente, figure 3.36.

La fréquence influence surtout la position des ruptures de pente. Les éprouvettes excitées à 10 Hz présentent la première rupture à environ 300 MPa, plus basse que celle constatée à 400 MPa pour les éprouvettes testées à 5 Hz, tableau 3.19. La deuxième rupture de pente est légèrement anticipée d'environ 20 MPa. L'influence de la fréquence sur la limite de fatigue des composites a été montrée par plusieurs études. En particulier, Schuler et al., [1993] trouvent une influence de la fréquence sur la limite de fatigue pour des stratifiés en fibres de carbone à matrice métallique pour des excitations supérieures à 50 Hz. Kelkar et Whitcomb, [2009] montrent que, si la fréquence n'a pas d'influence au-dessous de 5 Hz, une fréquence de 10 Hz des sollicitations cyclées, autour de 60% de la contrainte à rupture, pour un tissu en fibre de carbone, diminue drastiquement, d'environ 90%, le nombre de cycles conduisant à la rupture.

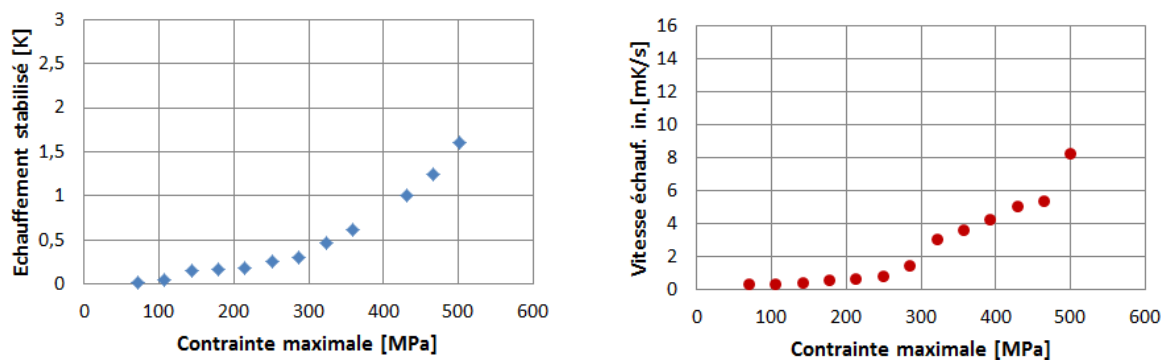


Figure 3.34 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E16-90-6 ($f_c = 10$ Hz, $R=0,5$).

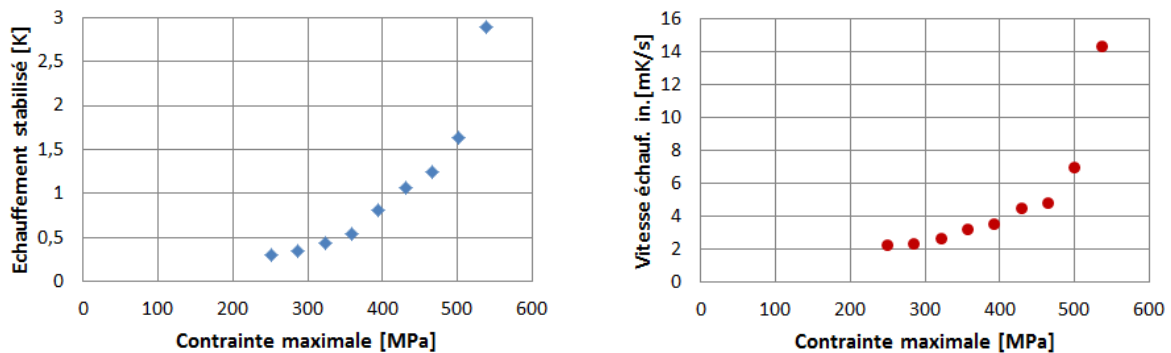


Figure 3.35 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E16-90-7 ($f_c = 10$ Hz, $R=0,5$).

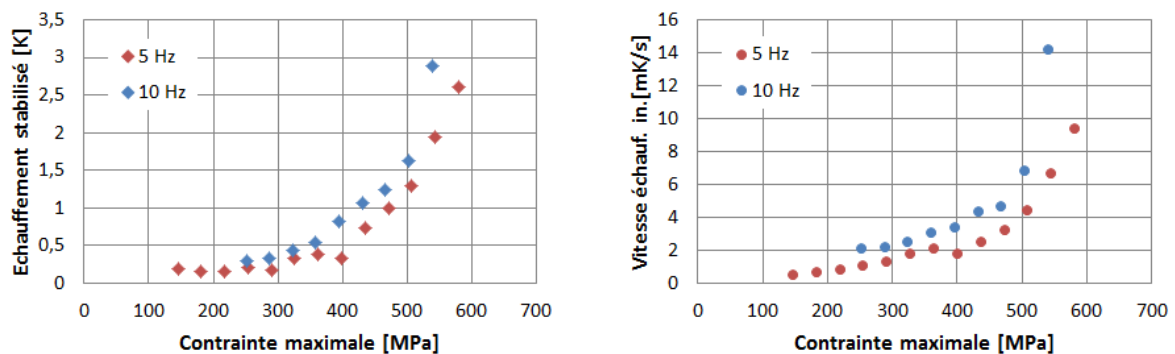


Figure 3.36 - Influence de la fréquence d'excitation sur les courbes d'auto-échauffement.

Tableau 3.17 - Estimation des ruptures de pente pour l'éprouvette E16-90-6.

| | PREMIERE RUPTURE | | DEUXIEME RUPTURE | |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| Echauffement stabilisé θ_F | 318 | 294 | - | - |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 301 | 276 | 465 | 465 |

Tableau 3.18 - Estimation des ruptures de pente pour l'éprouvette E16-90-7.

| | PREMIERE RUPTURE | | DEUXIEME RUPTURE | |
|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| Echauffement stabilisé θ_F | 323 | 319 | 472 | 456 |
| Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 303 | 295 | 501 | 465 |

Tableau 3.19 - Influence de la fréquence des cycles de sollicitation sur les ruptures de pente.

| | | Première rupture | | Deuxième rupture | |
|-------|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| 5 Hz | Echauffement stabilisé θ_F | 394 | 390 | 502 | 506 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 400 | 401 | 502 | 504 |
| 10 Hz | Echauffement stabilisé θ_F | 321 | 307 | 472 | 456 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 302 | 286 | 483 | 465 |

La cinétique des mécanismes de détérioration est accélérée par l'augmentation de la fréquence. Le seuil d'endommagement à partir duquel le nombre de microfissures transverses devient significatif diminue de 400 MPa à 300 MPa. Sollicité en mode I, réouverture-fermeture, ce réseau ne produit que l'échauffement du frottement de sa déviation longitudinale. Les microfissures intra-toron atteignent plus rapidement un état de saturation et ne peuvent conduire à la rupture. La fréquence de 10 Hz diminue **la limite de fatigue** du composite tissé carbone/époxy à 300 MPa. Le seuil à partir duquel le deuxième mode d'endommagement devient significatif est avancé à 470 MPa environ. Ces décohésions inter-torons longitudinales, sollicitées en mode II, causent un échauffement plus conséquent généré par le frottement. La fréquence accrue des glissements provoque une usure plus rapide des surfaces en contact, une diminution du coefficient de frottement qui limite la génération de chaleur et favorise la propagation de ces décohésions inter-torons. Aucun toron ne venant stopper sa propagation, les décohésions inter-torons dégénèrent rapidement en délaminage. Une contrainte de traction cyclée plus haute que ce seuil amènera la rupture rapide de l'éprouvette. 470 MPa est sans doute une limite de fatigue, mais le nombre de cycle conduisant à la rupture dépend certainement de la dégradation des propriétés de l'interface inter-torons, surement affectées par la fréquence des cycles de sollicitations.

L'effet de la fréquence indique donc que la fatigue du matériau, *i.e.*, la dégradation qui se produit lorsqu'il est soumis à des charges cycliques, peut être effectivement estimée par des essais d'auto-échauffement qui excitent suffisamment les mécanismes mis en jeu par des sollicitations répétées, comme par exemple, l'usure des lèvres de microfissures longitudinales.

3.5.4 Synthèse sur l'influence des paramètres

L'influence de différents paramètres sur l'estimation de la rupture de pente est résumée sur le tableau 3.20 dans lequel sont indiquées les valeurs moyennes des ruptures de pente estimées, pour toutes les éprouvettes avec la même configuration, en comparant directement les différents paramètres analysés. La comparaison des courbes d'auto-échauffement, figures 3.37, 3.38 et 3.39, montre comment l'échauffement stabilisé et la vitesse d'échauffement initiale évoluent.

Cette étude paramétrique est un simple éclairage sur les phénomènes physiques mis en jeu dans l'auto-échauffement du matériau. Sont considérées ; l'épaisseur de l'éprouvette, l'orientation chaîne/trame du tissu ou la fréquence d'excitation. L'épaisseur de l'éprouvette est à la fois une variable « matériau » ; un empilement de 16 plis donne un composite différent de celui formé par un tissage de 8 plis, mais aussi une variable « configuration expérimentale » ; le temps caractéristique τ dépendant de cette épaisseur. L'orientation chaîne/trame du tissu est une variable purement « matériau ». Seule la fréquence des cycles est purement « configuration expérimentale » et une caractéristique véritable de la fatigue.

Tableau 3.20 - Influence des paramètres sur les ruptures de pente.

| | | Première rupture | | Deuxième rupture | |
|---------|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| 8 plis | Echauffement stabilisé θ_F | 358 | 345 | 494 | 482 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 351 | 325 | 481 | 479 |
| 16 plis | Echauffement stabilisé θ_F | 394 | 390 | 502 | 506 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 400 | 401 | 502 | 504 |

| | | Première rupture | | Deuxième rupture | |
|-----|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| 0° | Echauffement stabilisé θ_F | 390 | 406 | - | - |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 377 | 374 | - | - |
| 90° | Echauffement stabilisé θ_F | 358 | 345 | 494 | 482 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 351 | 325 | 481 | 479 |

| | | Première rupture | | Deuxième rupture | |
|-------|-----------------------------------|------------------------|----------------------------|------------------------|----------------------------|
| | | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] | σ_{LIM}^* [MPa] | $\bar{\sigma}_{LIM}$ [MPa] |
| 5 Hz | Echauffement stabilisé θ_F | 394 | 390 | 502 | 506 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 400 | 401 | 502 | 504 |
| 10 Hz | Echauffement stabilisé θ_F | 321 | 307 | 472 | 456 |
| | Vitesse initiale $\dot{\theta}_0$ | 302 | 286 | 483 | 465 |

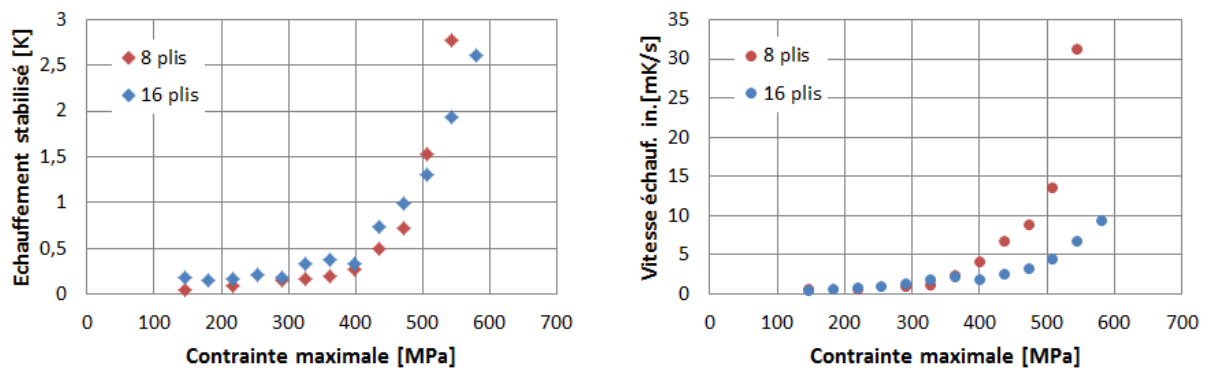


Figure 3.37 - Influence de l'épaisseur sur les courbes d'auto-échauffement.

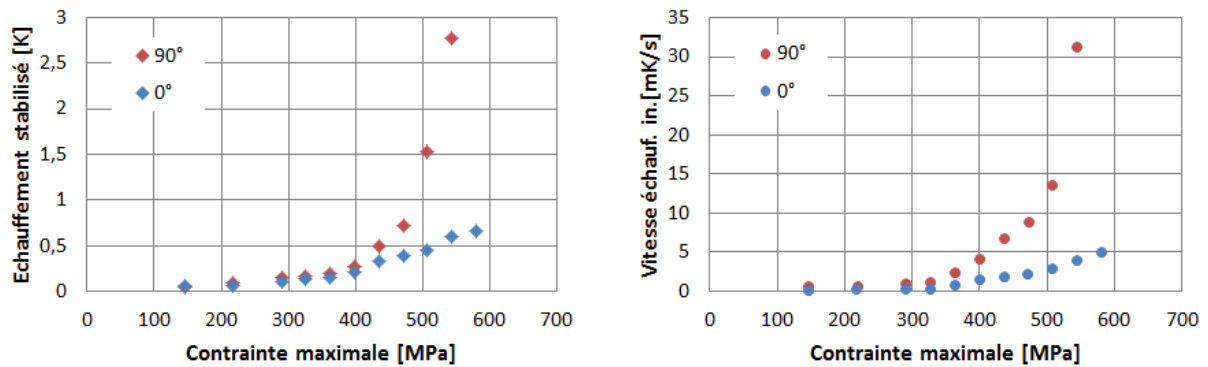


Figure 3.38 - Influence de l'orientation chaîne/trame sur les courbes d'auto-échauffement.

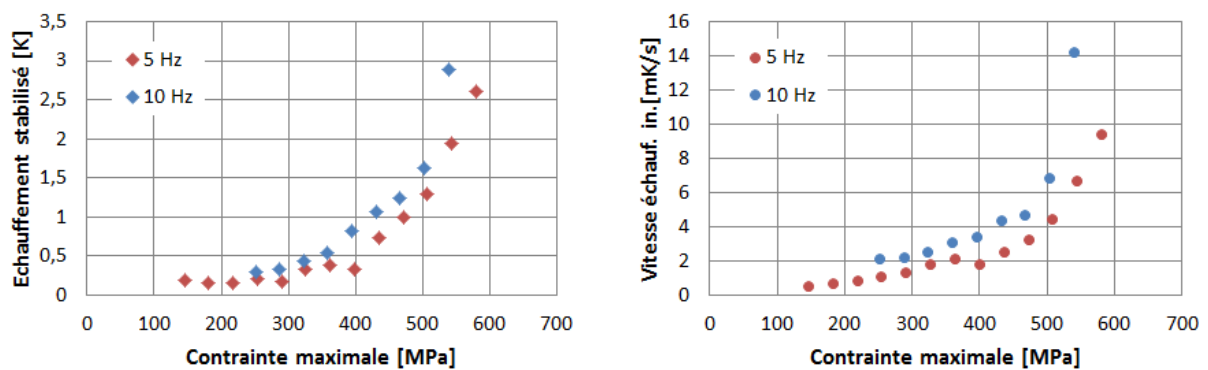


Figure 3.39 - Influence de la fréquence d'excitation sur les courbes d'auto-échauffement.

L'effet de l'épaisseur est analysé en comparant le composite à 8 plis et le composite à 16 plis, à la fréquence de 5 Hz et le même rapport de charge. La première rupture de pente chute de 400 MPa pour le 16 plis à 350 MPa pour le 8 plis, La deuxième est moins influencée avec une baisse d'environ 20 MPa. Le 8 plis est arrivé à rupture pour des chargements inférieurs à ceux du 16 plis. L'échauffement stabilisé évolue de façon semblable pour les deux empilements. La vitesse d'échauffement indique une influence plus marquée de l'épaisseur. Mais son augmentation de l'ordre du double entre le 8 plis et 16 plis est quasiment la valeur double calculée avec le temps caractéristique. L'effet « matériau » n'est donc pas discernable dans l'effet « thermique » de l'épaisseur. Le confinement plus grand de la fissuration par une éprouvette épaisse par rapport à une plaque mince est, sans doute, vérifié et reste correctement estimé par les changements de rupture de pentes dans l'évolution de l'échauffement stabilisé qui, lui, n'est affecté par l'effet « thermique » de l'épaisseur.

L'effet d'une différence chaîne/trame dans le tissage est évalué en comparant des éprouvettes de composite à 8 plis prélevées suivant les directions 0°-chaîne et 90°-trame, à la fréquence de 5 Hz et le même rapport de charge. La limite de fatigue de 385 MPa du sens 0°-chaîne est plus élevée que la limite à 345 MPa du sens 90°-trame. La cinétique de l'endommagement du sens 0°-chaîne est très retardée. Aucune éprouvette 0°-chaîne n'est menée à rupture. Le tissage non-équilibré ; le taux de fibre plus élevé dans le sens chaîne que dans la direction trame, est parfaitement visible par les courbes d'auto-échauffement et leurs ruptures de pentes. Mais, l'effet du tissage est plus simplement mesuré par des essais de traction statique parce que régi plus par la contrainte maximale des cycles que par les cycles eux-mêmes.

L'influence de la fréquence d'excitation est analysée en comparant la réponse du composite à 16 plis, à deux fréquences ; 5 Hz et 10 Hz, et toujours avec le même rapport de charge. L'augmentation de la fréquence provoque une diminution notable de la limite de fatigue ; de 400 MPa pour 5 Hz à 300 MPa pour 10 Hz. La deuxième rupture de pente est aussi avancée. L'évolution de l'échauffement stabilisé, et donc aussi la cinétique des mécanismes de détérioration, est accélérée par l'augmentation de la fréquence. Au-delà de la limite de fatigue, les décohésions inter-torons longitudinales, sollicitées en mode II, causent un échauffement plus conséquent généré par le frottement. La fréquence accrue des glissements provoque une usure plus rapide des lèvres, une diminution du coefficient de frottement qui limite la génération de chaleur et favorise la propagation de ces décohésions inter-torons. Le nombre de cycles conduisant à la rupture dépend certainement de la dégradation des propriétés de l'interface inter-torons affectées par la fréquence des cycles de sollicitations.

L'effet de la fréquence énonce bien que la fatigue du matériau peut être effectivement estimée par des essais d'auto-échauffement qui excitent suffisamment les mécanismes mis en jeu par des sollicitations répétées, comme par exemple, l'usure des lèvres de microfissures longitudinales.

3.6 Analyse des relevés de l'émission acoustique et des boucles d'hystérésis

L'observation microscopique de l'éprouvette E16-90-5 testée avec un essai d'auto-échauffement interrompu, figure 3.26, a mis en évidence la génération de deux modes de microfissuration ; les microfissures transverses intra-toron et les décohésions inter-torons. L'émission acoustique détecte ce type de dégradation [Chou et al., 2010], [Philip et al., 2011]. Pour mieux comprendre la réponse du matériau lors de chaque palier de sollicitation cyclée, un essai d'auto-échauffement est instrumenté au moyen de l'émission acoustique. L'accroissement rapide de l'énergie acoustique cumulée est un indicateur de l'accélération de la création et de la propagation des microfissures détectée aussi par l'échauffement du matériau.

D'autre part, les principales caractéristiques du comportement mécanique des matériaux microfissurables sont ; la croissance des microfissures, les déformations anélastiques résultant de la somme macroscopique des ouvertures en mode I des microfissures transverses et les boucles d'hystérésis causées par les effets du frottement qui apparaît sur les lèvres des microfissures longitudinales, en mode II [Baste, 2001]. Les boucles d'hystérésis sont donc la conséquence d'un frottement non visqueux important [Qi, 2015]. Les décohésions inter-torons longitudinales causent l'échauffement conséquent généré par le frottement. L'estimation de l'énergie mécanique dissipée par le matériau au cours d'essai d'auto-échauffement repose sur les boucles d'hystérésis.

3.6.1 Relevés de l'émission acoustique

Le capteur d'émission acoustique installé sur l'éprouvette E16-90-7, testée par un essai d'auto-échauffement à une fréquence des cycles de 10 Hz, détecte les événements acoustiques pendant les paliers de sollicitation cyclée, figure 3.40. Pour les 9 paliers de l'essai, les **événements** sont pointés en **rouge** à la contrainte à laquelle le capteur les a détectés, l'énergie acoustique cumulée en **bleu**. La contrainte moyenne d'excitation de chaque palier est indiquée par une ligne orange. Trois phases sont distinguées, avant la première rupture de pente, entre les deux ruptures et après la deuxième rupture de pente. La contrainte de la première rupture de pente, 300 MPa, et celle de la deuxième, 470 MPa, figure 3.35 et tableau 3.18, sont indiquées par une ligne pointillée verte.

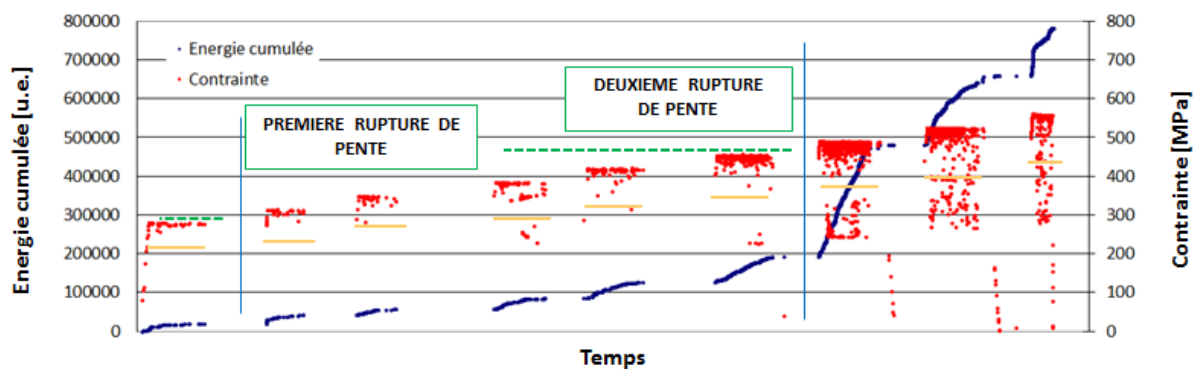


Figure 3.40 - Détection des événements acoustiques pointés en rouge à la contrainte à laquelle le capteur les a détectés et énergie acoustique cumulée (bleu). Eprouvette E16-90-7 ($f_c = 10$ Hz, $R=0,5$).

Dans la **première phase**, l'énergie acoustique croît pendant la montée à la contrainte moyenne du premier palier puis augmente très peu durant les cycles. Les événements assez isolés suivent la montée de la contrainte. Leur nombre augmente avec la contrainte appliquée. Pendant les cycles, ils surviennent toujours à la contrainte maximale des cycles.

L'émission acoustique détecte la création des toutes premières microfissures transverses intra-toron au cours de la première montée en charge de l'éprouvette. Avant 260 MPa, le seuil d'endommagement à partir duquel l'accumulation d'énergie commence à être significative, figure 3.11, les quelques microfissures isolées n'ont qu'un effet insignifiant sur la réponse mécanique ou thermique du matériau. Ce n'est que lorsque leur nombre devient substantiel qu'elles peuvent modifier une réponse macroscopique du matériau. La contrainte maximale des cycles de ce premier palier étant supérieure au seuil de ce mode d'endommagement, de nouvelles microfissures transversales intra-toron apparaissent pendant les cycles de sollicitations, à la contrainte maximale appliquée.

Dans la **deuxième phase**, la limite de fatigue est dépassée. L'énergie acoustique augmente significativement, même pendant les cycles de sollicitations. La majorité des événements se produisent à la contrainte maximale appliquée des cycles. Néanmoins, quelques événements très isolés, dont le nombre augmente avec la contrainte maximale des paliers, se produisent à des contraintes inférieures à cette contrainte maximale, parfois même à la contrainte minimale appliquée.

Le nombre de microfissures transversales intra-toron devient important et leurs déviations longitudinales, les décohésions inter-torons, se propagent à la contrainte maximale qui dépasse le seuil à partir duquel ce deuxième mode d'endommagement devient significatif. De plus, les décohésions inter-torons longitudinales étant sollicitées en mode II par la sollicitation cyclée, la succession des contraintes maximale et minimale au cours des cycles induit un glissement alterné des lèvres de ces microfissures longitudinales qui favorise leur propagation le long de l'interface, même à la contrainte minimale qui correspond à un maximum de déplacement des surfaces en contact suivi par une inversion du sens de déplacement.

Dans la **troisième phase**, la deuxième rupture de pente est dépassée. L'énergie acoustique devient de plus en plus intense pendant les cycles de sollicitation. Les événements se produisent en nombre pendant les paliers de sollicitations cyclées et se multiplient jusqu'au dernier palier qui amène l'éprouvette à rupture. Ils se présentent dans toute la plage de la contrainte appliquée entre la contrainte maximale et la contrainte minimale, parfois même pendant la phase de décharge jusqu'à une contrainte nulle.

Le nombre et la longueur des décohésions inter-torons longitudinales augmentent de plus en plus vite. La sollicitation cyclée accélère leur création et leur propagation le long de l'interface par le glissement alterné des lèvres de ces microfissures longitudinales. Et donc, les décohésions inter-torons longitudinales se propagent dans toute la plage de la contrainte cyclée entre la contrainte maximale et la contrainte minimale. Le nombre de décohésions inter-torons devient si important dans les derniers paliers que les torons longitudinaux sont presque entièrement désolidarisés. Le transfert de charge entre eux et les torons transversaux ne peut plus se réaliser. Les concentrations de contraintes ainsi générées favorisent l'avance des décohésions, mêmes pendant la décharge de l'éprouvette. Puisque aucun toron transversal ne stoppe leur propagation, les décohésions inter-torons dégénèrent rapidement en délaminage qui conduit quasiment instantanément, à la rupture de l'éprouvette.

L'émission acoustique détecte *in situ* la création et la propagation des microfissures. Il s'agit d'une technique passive qui n'est sensible qu'aux processus qui sont actifs lors de l'évaluation. Par conséquent, les événements acoustiques détectés sur l'éprouvette testée par un essai d'auto-échauffement sont les mécanismes d'endommagement créés pendant les paliers de sollicitation cyclé et détectés aussi par l'échauffement du matériau. La détection des événements discrets, leur localisation temporelle et l'estimation de la contrainte à laquelle ils se sont produits sont une aide précieuse pour comprendre l'échauffement de l'éprouvette. L'enregistrement des événements acoustiques pendant les paliers de sollicitation cyclée confirme la chronologie et les modes de détérioration du matériau et valide l'interprétation des courbes d'auto-échauffement.

Le premier mode d'endommagement, les microfissures transverses intra-toron, devient significatif à la première rupture de pente détectée sur les courbes d'auto-échauffement. Les paliers de traction cyclée, une fois la contrainte maximale atteinte, ne vont qu'ouvrir et refermer ces fissures transversales en mode I sans grande génération de chaleur si ce n'est le frottement sur les décohésions d'interface, déviation longitudinale de ce réseau transversal. La rupture en fatigue, par croissance instable de ce mode de fissuration est hautement improbable, c'est **la limite de fatigue**.

Le deuxième mode d'endommagement, les décohésions inter-torons, devient significatif à la seconde rupture de pente. Les paliers sollicitent ces fissures longitudinales en mode II déclenchant un frottement considérable sur les lèvres des fissures qui engendre une génération élevée de chaleur. Les décohésions inter-torons dégénèrent en délaminage qui conduit quasiment instantanément, à la rupture de l'éprouvette.

3.6.2 Estimation de l'énergie mécanique et de la dissipation thermique

Un *Linear Variable Displacement Transducer* (LVDT) placé sur deux éprouvettes E16-90 testées en essai d'auto-échauffement, mesure le déplacement moyen de l'éprouvette pour l'estimation des boucles d'hystérésis pendant les cycles de sollicitations cyclées. Les boucles d'hystérésis des cycles 1, 2000 et 4000 du palier à 320 MPa de contrainte moyenne pour l'éprouvette E16-90-4 sollicitée à une fréquence de 5 Hz sont tracées sur la figure 3.41. L'amplitude en déformation de la boucle du premier cycle est plus faible que celles des deux autres cycles. Une dizaine de cycles se passe avant qu'un régime permanent ne soit atteint par le pilotage de la machine en forces imposées. L'origine des déformations est la déformation au début du premier cycle du palier, le point (1) sur la figure, les déformations sont relatives à cette déformation initiale.

Aux extrémités de la boucle, se place la déformation à la contrainte maximale du cycle, le point (2), et la déformation à la contrainte minimale au point (3). La déformation à la fin du cycle, le point (4), n'est pas égale à la déformation au début du cycle, point (1) pour la même contrainte moyenne. Un agrandissement de la figure 3.40 montre le décalage spatial de la boucle. Le cycle engendre une déformation, notée ε^{an} , qui est le point de départ de la boucle suivante. Cette déformation augmente la déformation du début du cycle suivant. Le cumul des déformations générées par chaque cycle provoque le décalage progressif des boucles d'hystérésis. Le décalage entre les boucles du premier et le 2000^{ième} cycle est plus grand que celui entre les boucles du 2000^{ième} et du 4000^{ième} cycle. La déformation générée par chaque cycle n'est pas constante, mais doit sans doute décroître d'un cycle à l'autre pendant le palier de sollicitation cyclée.

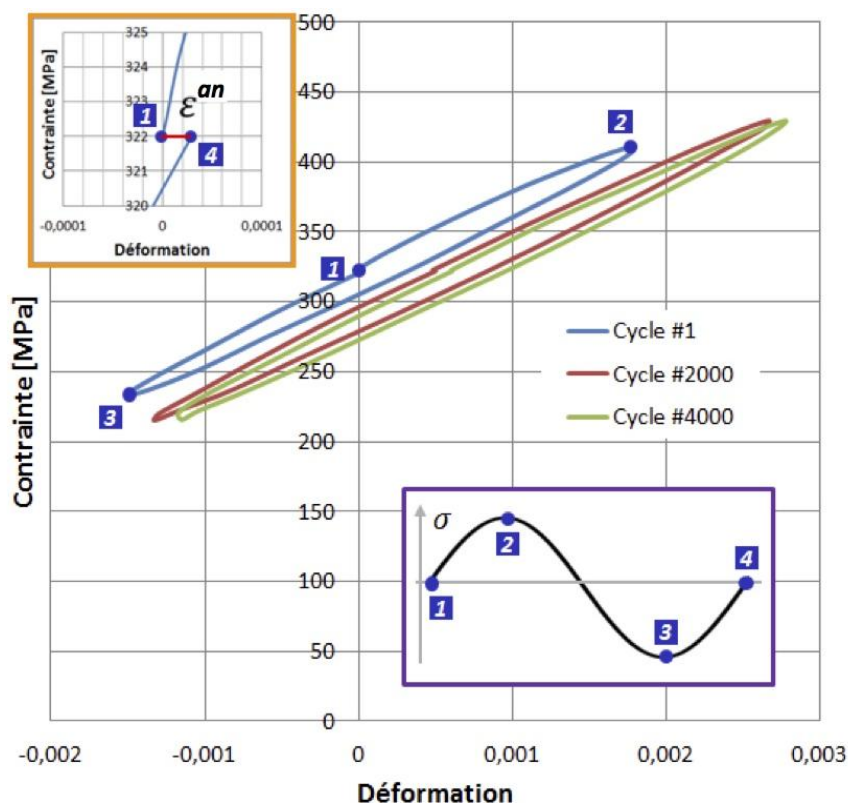


Figure 3.41 - Reconstruction des boucles d'hystérésis d'un cycle, premier, 2000^{ème} et 4000^{ème} cycles du palier de contrainte moyenne 320 MPa, E16-90-4 ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

Puisque le déplacement moyen est mesuré par le LVDT pendant l'intégrité d'un essai d'auto-échauffement, la courbe contrainte-déformation globale de l'éprouvette peut être reconstruite pour tous les paliers de l'essai. La courbe contrainte-déformation reconstruite de l'éprouvette E16-90-4 testée par un essai d'auto-échauffement à une fréquence de 5 Hz, est tracée sur la figure 3.42. Pour des raisons évidentes de clarté, ne sont représentées que la contrainte moyenne des paliers et la déformation totale mesurée pour chaque cycle à cette contrainte moyenne.

La comparaison avec la courbe contrainte-déformation en traction monotone jusqu'à rupture de l'éprouvette E16-90-1 du composite de 16 plis dans la même orientation 90°-chaîne, figure 3.9, est singulièrement instructive. La forme des deux réponses mécaniques est assez différente. La courbe en traction monotone présente une non linéarité régulière et peu importante tandis que la courbe reconstruite de l'essai d'auto-échauffement montre un coude marqué après le premier seuil d'endommagement à 260 MPa, suivi d'un plateau formé par les déformations créées pendant les cycles et mesurées à la contrainte moyenne des paliers et enfin, d'un raidissement de la courbe avant rupture. Pourtant, l'éprouvette, soumise à une série de 13 séquences comprenant chacune une phase de montée en charge suivie par un palier de quelques milliers de sollicitations cyclées autour d'une contrainte moyenne croissante, et par un retour à charge nulle, a dépassé la contrainte à rupture en traction monotone à plus de 750 MPa. Les ruptures des deux essais restent voisines, 680 MPa pour la traction monotone. Il est encore plus frappant de constater que, malgré un trajet de chargement fort différent, l'éprouvette, soumise à un essai d'auto-échauffement de 13 paliers de quelques milliers de sollicitations cyclées, a presque atteint la déformation à rupture en traction monotone de 2.5 %.

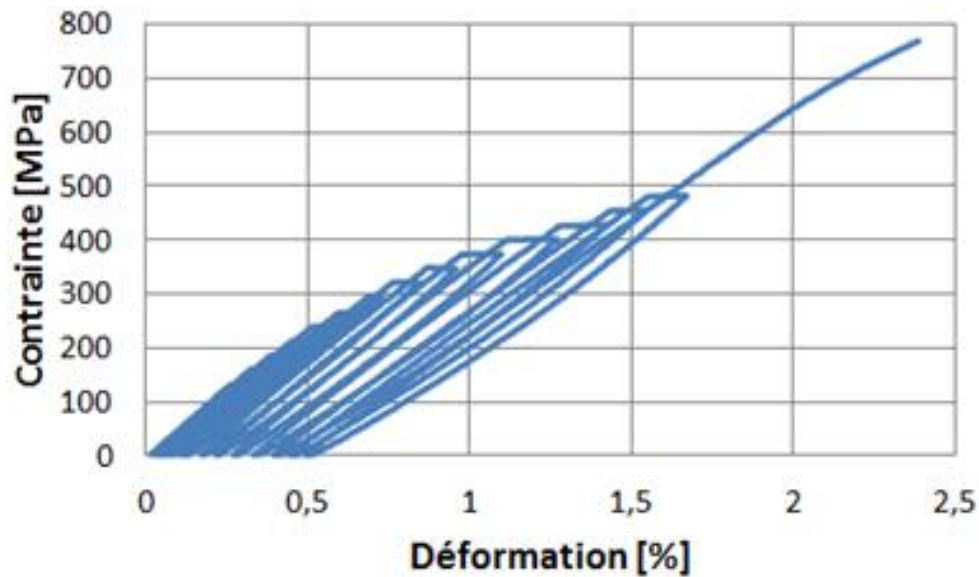


Figure 3.42 - Reconstruction de la courbe contrainte-déformation totale de l'essai d'auto-échauffement, éprouvette E16-90-4 ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

La courbe de traction “cyclée” présente des déformations résiduelles et des boucles d’hystérésis. La forme et la surface des boucles d’hystérésis évoluent en fonction de la contrainte moyenne des paliers de sollicitations cyclées. En sortant du domaine linéaire les boucles sont fermées. À plus fortes contraintes moyennes, les boucles sont ouvertes. L’ouverture des boucles peut être liée au frottement des lèvres de fissures de décohésion interfaciale [Kotil et al., 1990], [Hutchinson et Jensen, 1990]. La différence entre les déformations sous charge et en décharge est importante et liée à la fermeture d’un certain nombre de fissures lors du cycle. Ainsi, les essais cyclés permettent de séparer et d’identifier deux mécanismes de détérioration responsables du comportement non-linéaire des matériaux microfissurables ; la microfissuration responsable de la chute de la rigidité du matériau et les phénomènes de glissement-frottement aux interfaces qui se traduisent par l’apparition de déformations réversibles et de boucles d’hystérésis.

Evans *et al.* [1994] ont proposé un modèle unidirectionnel d’interprétation des phénomènes entrant en jeu au cours d’une boucle de charge-décharge, sur un composite unidirectionnel, figure 3.43. A partir de la contrainte maximale $\bar{\sigma}_p$, on décharge le composite : le comportement de la boucle est initialement linéaire. La pente mesurée en début de décharge donne le module élastique de décharge E^* , figure 3.43.b, qui ne fait pas intervenir les propriétés de glissement-frottement de l’interface, puisque le comportement en début de décharge est élastique ; puis l’évolution de la courbe n’est plus linéaire, les phénomènes de glissement et frottement aux interfaces interviennent permettant la fermeture partielle des fissures. Arrivé à contrainte nulle, on recharge alors le matériau : le comportement est initialement linéaire et la pente est à nouveau égale à E^* ; puis les glissements et frottements aux interfaces entrent en jeu, les fissures s’ouvrent. À la fin de la décharge, on revient au point de départ de la courbe contrainte-déformation. La largeur à mi-hauteur de la boucle dépend de l’énergie dissipée par frottement aux interfaces. L’augmentation de la déformation permanente est associée à l’ouverture u des fissures.

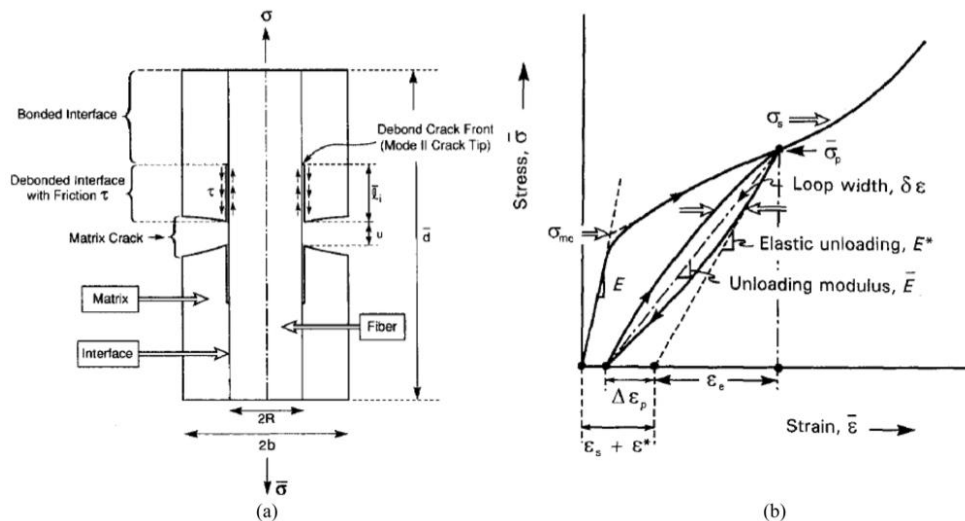


Figure 3.43 – Modèle d'interprétation des boucles d'hystérésis [Evans et al. 1994]. (a) Schématisation du comportement d'une fissure matricielle transverse avec décohésion associée, u est le paramètre caractérisant l'ouverture de fissure, l_i représente la longueur de la décohésion et τ est le coefficient de frottement. (b) Cycle "typique" de charge-décharge. E est le module d'Young initial, \bar{E} le module "apparent" en cours de cycle et E^* le module élastique à la contrainte maximale $\bar{\sigma}_p$ du cycle.

Cette interprétation des phénomènes entrant en jeu au cours d'une boucle de charge-décharge s'applique assurément aux boucles d'hystérésis des cycles 1, 2000 et 4000 du palier à 320 MPa de contrainte moyenne, figure 3.41. A partir de la contrainte maximale du cycle, le point (2), on décharge le composite : le comportement de la boucle est initialement linéaire. La pente mesurée en début de décharge donne un module élastique de décharge E^* , qui ne fait pas intervenir les propriétés de glissement-frottement de l'interface, puisque le comportement en début de décharge est élastique ; puis l'évolution de la courbe n'est plus linéaire, les phénomènes de glissement et frottement aux interfaces interviennent permettant la fermeture partielle des fissures. Arrivé à la contrainte minimale du cycle, le point (3), on recharge alors le matériau : le comportement est initialement linéaire et la pente est à nouveau égale à E^* ; puis les glissements et frottements aux interfaces entrent en jeu, les fissures s'ouvrent jusqu'à la contrainte maximale, le point (2). La largeur à mi-hauteur de la boucle à la contrainte moyenne du cycle, le point (1), dépend de l'énergie dissipée par frottement aux interfaces.

Les boucles d'hystérésis de la figure 3.41 décrivent trois cycles du palier à 320 MPa de contrainte moyenne de l'essai d'auto-échauffement à une fréquence de 5 Hz sur l'éprouvette E16-90-4, instrumenté avec le capteur d'émission acoustique. La détection des événements discrets, leur localisation temporelle et l'estimation de la contrainte à laquelle ils se sont produits, pendant les paliers de sollicitation cyclée vont permettre d'affiner l'interprétation des boucles d'hystérésis.

La contrainte maximale de ce palier est de 425 MPa située entre la première rupture de pente ; 400 MPa, et la deuxième ; 500 MPa, figure 3.24 et tableau 3.10. On est donc au début de la deuxième phase repérée sur la figure 3.40. La détection des événements discrets de ce cycle doit vraisemblablement correspondre à celui du deuxième ou du troisième palier représenté sur cette figure. La limite de fatigue est dépassée, l'énergie acoustique augmente pendant les premiers cycles puis stagne nettement pour les derniers cycles. Le nombre d'événements se produisant à la contrainte maximale diminue au cours du palier. Le premier mode d'endommagement, les microfissures

transversales intra-toron, commence à atteindre son état de saturation. L'accroissement du nombre de microfissures transversales se ralentie.

La déformation anélastique ε^{an} , résultant de la somme macroscopique des ouvertures u en mode I des microfissures transversales ouvertes à la contrainte appliquée, croît avec le nombre de microfissures transversales. Toutes sont ouvertes à la contrainte maximale d'un cycle, le point (2), figure 3.41. La décharge, le point (3), diminue l'ouverture u des microfissures transversales, jusqu'à en fermer certaines. À la contrainte moyenne, le point (1), les microfissures transversales n'ont pas encore retrouvé leur ouverture du sommet du cycle. La déformation à la contrainte moyenne du cycle, le point (4), ne recouvre pas la déformation anélastique maximale à la contrainte maximale.

Des microfissures se créent à la contrainte maximale pendant les cycles, *i.e.*, leur nombre augmente. La déformation anélastique ε^{an} à la fin du cycle, résultant de la somme macroscopique des ouvertures u en mode I des microfissures transversales ouvertes à la contrainte moyenne du cycle, croît. La déformation à la fin du cycle, le point (4), n'est pas égale à la déformation au début du cycle, point (1), pour la même contrainte moyenne. Le cycle engendre cette déformation anélastique ε^{an} , point de départ du cycle suivant, qui occasionne le décalage spatial des boucles d'hystérésis, figure 3.41. Comme le nombre de microfissures transversales créées à la contrainte maximale diminue au cours du palier, la déformation additionnelle anélastique ε^{an} , somme macroscopique des ouvertures u en mode I des nouvelles microfissures créées, décroît d'un cycle à l'autre pendant le palier de sollicitation cyclée ; le décalage entre les boucles du premier et le 2000^{ième} cycle est plus grand que celui entre les boucles du 2000^{ième} et du 4000^{ième} cycle, figure 3.41.

Cette interprétation tient aussi pour la reconstruction de la courbe contrainte-déformation de l'essai d'auto-échauffement, figure 3.42. Les boucles d'hystérésis des montées de charge et des décharges sont la conséquence macroscopique des ouvertures en mode I des microfissures transversales intra-toron créées par les paliers de sollicitations cyclées. Les changements de pente sont dus au glissement alterné des lèvres des décohésions inter-torons longitudinales, glissement différé par le seuil de glissement à l'interface, par les propriétés de glissement-frottement de l'interface [Grippon, 2013]. Les déformations à la contrainte nulle sont la somme macroscopique des ouvertures des microfissures transversales encore ouvertes à la décharge, *i.e.*, des fissures "actives", [Baste, 2001]. Toutes les fissures n'étant pas refermées, la déformation anélastique à $\sigma = 0$ dépend de la proportion de fissures actives, et n'a rien de "permanent" puisqu'elle évolue avec la contrainte. Le seuil de refermeture de toutes les fissures se situe sans doute en compression [Dupin et al., 2011]. L'ouverture des boucles d'hystérésis dépend de l'énergie dissipée par frottement des lèvres de fissures de décohésion interfaciale.

Avant 260 MPa, les quelques microfissures isolées n'ont qu'un effet insignifiant sur la réponse mécanique ou thermique du matériau. Ce n'est que lorsque leur nombre devient substantiel qu'elles provoquent le coude marqué. Les cycles de sollicitations créent de nouvelles microfissures transversales intra-toron, à la contrainte maximale appliquée. Le cycle ne fait qu'ouvrir et refermer ces fissures transversales en mode I sans grande génération de chaleur si ce n'est le frottement sur les décohésions d'interface, déviation longitudinale de ce réseau transversal. L'interface est encore forte, le glissement est limité. Les paliers de sollicitation cyclée à contrainte maximale constante n'engendre qu'une déformation anélastique ε^{an} , somme macroscopique des ouvertures u en mode I des microfissures,

assez faible, mesurée par un palier horizontal de la courbe contrainte-déformation, figure 3.42. Les boucles d'hystérésis des déchargements-rechargements sont plutôt fermées.

Le plateau qui suit, commence au seuil de contrainte à partir duquel le nombre des décohésions inter-torons, devient significatif. Les paliers sollicitent ces fissures longitudinales en mode II déclenchant un frottement considérable sur les lèvres des fissures qui engendre une génération élevée de chaleur. La propagation de ces fissures le long de l'interface altère sa résistance et ses propriétés de glissement-frottement. Le glissement est facilité et l'ouverture des microfissures transversales intra-toron devient plus grande. Les paliers horizontaux de la courbe contrainte-déformation s'allongent indiquant ainsi l'ampleur de la déformation anélastique causée par les sollicitations cyclées à contrainte maximale constante. Les boucles d'hystérésis des déchargements-rechargements s'ouvrent dévoilant l'énergie dissipée par frottement des lèvres de fissures de décohésion interfaciale.

Le nombre et la longueur des décohésions inter-torons longitudinales augmentent de plus en plus vite. La sollicitation cyclée accélère leur création et leur propagation le long de l'interface par le glissement alterné des lèvres de ces microfissures longitudinales. La longueur de décohésions inter-torons devient si importante que les torons longitudinaux sont presque entièrement désolidarisés. Le transfert de charge entre eux et les torons transversaux ne peut plus se réaliser, toute la charge est reprise par les torons longitudinaux, ce que traduit le raidissement de la courbe contrainte- déformation avant rupture. Aucun toron transversal n'arrêtant leur propagation, les décohésions inter-torons dégènèrent rapidement en délaminage ce qui emmène la rupture de l'éprouvette.

Les essais cyclés séparent les deux mécanismes de détérioration responsables du comportement non-linéaire des matériaux microfissurables ; la microfissuration qui induit une chute de la rigidité du matériau et les glissements-frottements aux interfaces qui se traduisent par l'apparition de déformations réversibles et de boucles d'hystérésis. La déformation totale ε^t , mesurée par un extensomètre, additionne les effets macroscopiques de ces deux mécanismes de détérioration :

$$\varepsilon^t = \varepsilon^e + \varepsilon^{an} \quad \text{avec} \quad \varepsilon^e = \frac{\sigma}{E^D} \quad (3.12)$$

où la déformation élastique ε^e dépend de la contrainte appliquée et du module d'élasticité du matériau endommagé E^D et ε^{an} est la somme macroscopique des ouvertures u en mode I des microfissures. ε^e ne dépend pas de la vitesse de sollicitation, donc est élastique. ε^{an} dépend des propriétés de glissement-frottement de l'interface, donc de la vitesse de sollicitation. Elle n'est pas élastique, pas plus que plastique ou permanente. Elle est intitulée "anélastique" (en Français dans le texte).

En traction monotone, la vitesse de sollicitation est constante, $\dot{\sigma} = cte$. L'extensomètre mesure la déformation totale en intégrant, sans les séparer, la part élastique instantanée et la part anélastique. Les retards de déformation anélastique générés par les glissements différés par le seuil de glissement, par les propriétés de glissement-frottement de l'interface, sont progressivement rattrapés par l'intégration de la déformation totale jusqu'à la contrainte à rupture.

Un essai d'auto-échauffement introduit un trajet de chargement plus complexe, figure 3.5, avec des vitesses de sollicitations très différentes. Les retards de déformation anélastique générés par les glissements différés par le seuil de glissement, sont parfaitement discernables dans les 13 paliers de quelques milliers de sollicitations cyclées, figure 3.42 ; les boucles d'hystérésis, leur décalage spatial dégressif au cours d'un palier de sollicitation cyclée, l'ouverture progressive des boucles d'hystérésis des montées en charge et des décharges, les paliers horizontaux de la courbe contrainte-déformation, etc.

Les microfissures transversales inter-torons ne sont générées qu'à la contrainte maximale des paliers de cycles sollicitations cyclées. De même, passé le seuil d'endommagement, c'est l'accroissement de la contrainte qui gouverne leur création et leur multiplication en traction monotone. La déformation totale ε^t additionne les effets macroscopiques de la chute de la rigidité et des glissements-frottements. C'est la raison pour laquelle, la déformation à rupture de l'éprouvette, soumise à un essai d'auto-échauffement de 13 paliers de quelques milliers de sollicitations cyclées, a presque atteint la déformation à rupture en traction monotone de 2.5 %, malgré un trajet fort différent.

L'ouverture des boucles d'hystérésis dépend donc de l'énergie dissipée par frottement des lèvres de fissures de décohésion interfaciale. L'aire de chaque boucle d'hystérésis est estimée par interpolation, avec deux polynômes de degré deux, des trajets de chargement et de déchargement, figure 3.44. L'aire A de la boucle d'hystérésis est la différence des intégrales des polynômes $p_1(\varepsilon)$ et $p_2(\varepsilon)$ définis entre les valeurs de la déformation minimale ε_{MIN} et maximale ε_{MAX} :

$$A = \int_{\varepsilon_{MIN}}^{\varepsilon_{MAX}} p_1(\varepsilon) d\varepsilon - \int_{\varepsilon_{MIN}}^{\varepsilon_{MAX}} p_2(\varepsilon) d\varepsilon \quad (3.13)$$

L'aire estimée pour chaque boucle d'hystérésis des 4000 cycles du palier à 320 MPa de contrainte moyenne pour l'éprouvette E16-90-4, sollicitée à une fréquence de 5 Hz, est tracée sur la figure 3.45. La dispersion de l'aire estimée vient de la résolution de la mesure du déplacement moyen de l'éprouvette au cours des cycles de sollicitation par le LVDT. Les valeurs inférieures estimées pour la première dizaine de cycles sont dues au régime transitoire du pilotage de la traverse.

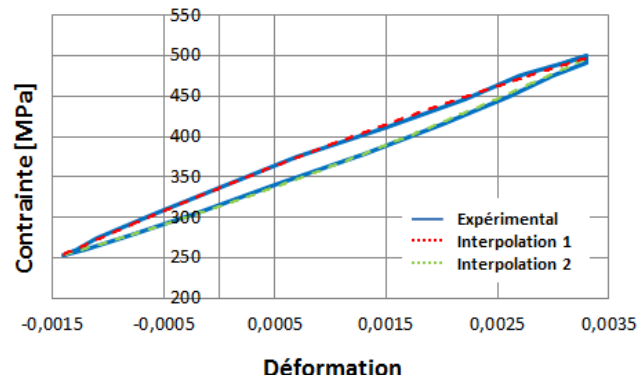


Figure 3.44 - Interpolation des trajets de chargement et de déchargement d'une boucle d'hystérésis (bleu) par deux polynômes (en rouge et en vert).

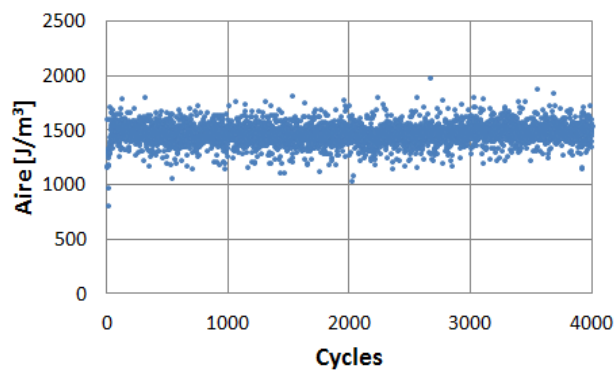


Figure 3.45 - Evolution de l'aire estimée des boucles d'hystérésis des 4000 cycles du palier de contrainte moyenne 320 MPa, E16-90-4 ($f_c = 5$ Hz, $R=0,5$).

L'aire des boucles d'hystérésis est liée au frottement du glissement alterné des lèvres des décohésions inter-torons longitudinales, glissement différé par le seuil de glissement à l'interface, par les propriétés de glissement-frottement de l'interface. Elle dépend de l'énergie dissipée par frottement des lèvres de fissures de décohésion interfaciale.

Parmi tous les mécanismes de déformation et tous les modes de détérioration détectés, identifiés, mesurés, microphotographiés, écoutés, caractérisés, analysés par les nombreuses méthodes utilisées dans cette étude, c'est le seul mécanisme de déformation et de détérioration pendant la fatigue du matériau, *i.e.*, l'endommagement structural progressif qui se produit lorsqu'un matériau est soumis à des charges cycliques, qui dissipe de l'énergie.

Par conséquent, l'aire des boucles d'hystérésis mesure l'énergie mécanique Π dissipée par le matériau au cours de l'essai d'auto-échauffement :

$$\Pi = A * f_C \quad (3.14)$$

où A est l'aire des boucles d'hystérésis et f_C la fréquence des cycles de sollicitation. Pendant un essai d'auto-échauffement, la dissipation thermique générée s'écrit :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} \quad (3.15)$$

où ρ est la masse volumique et C_p la capacité thermique.

Les décohésions inter-torons longitudinales causent un échauffement conséquent généré par le frottement. Donc, la dissipation thermique générée doit être égale à l'énergie mécanique dissipée pendant un essai d'auto-échauffement :

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \Pi \quad (3.16)$$

La comparaison de l'énergie mécanique dissipée pendant un essai d'auto-échauffement et de la dissipation thermique est faite pour une fréquence des cycles de 5 Hz, éprouvette E16-90-4, figure 3.46 et pour une fréquence de 10 Hz, éprouvette E16-90-6, figure 3.47. Les niveaux et, surtout, l'évolution pendant l'essai d'auto-échauffement de ces deux dissipations coïncident assez bien.

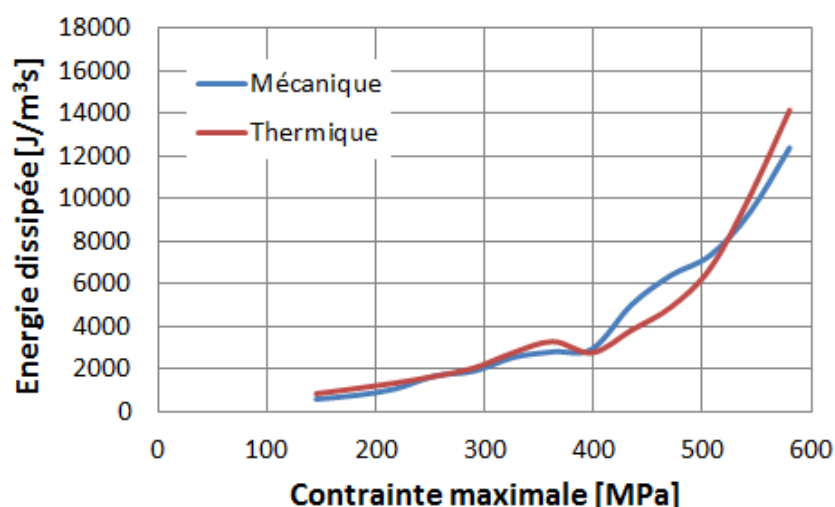


Figure 3.46 - Comparaison entre l'énergie mécanique dissipée par frottement et la dissipation thermique, éprouvette E16-90-4 ($f_C = 5$ Hz, $R=0,5$).

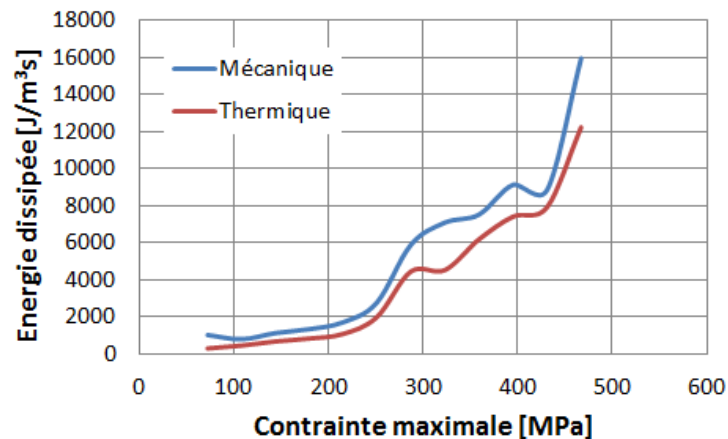


Figure 3.47 - Comparaison entre l'énergie mécanique dissipée par frottement et la dissipation thermique, éprouvette E16-90-6 ($f_c = 10$ Hz, $R=0,5$).

Cela assure de l'égalité (3.16) qui indique une conversion de l'énergie mécanique dissipée pendant un essai d'auto-échauffement en dissipation thermique détectée par la caméra. Puisque le frottement du glissement alterné différé des lèvres des décohésions inter-torons longitudinales est le seul mécanisme de détérioration détecté qui dissipe de l'énergie, c'est lui qui doit être la source de l'auto-échauffement de l'éprouvette pendant un essai d'auto-échauffement.

Sur l'évolution de l'énergie mécanique dissipée par frottement, on retrouve la première rupture de pente à 400 MPa pour la fréquence de 5 Hz et à 300 MPa pour la fréquence de 10 Hz, qui repère le seuil de contrainte à partir duquel le premier mode d'endommagement commence à micro-fissurer le matériau et à le fatiguer sans grande génération de chaleur si ce n'est le frottement sur les décohésions d'interface, déviation longitudinale de ce réseau transversal. Les microfissures transverses intra-toron atteignent rapidement un état de saturation, c'est la limite de fatigue. La seconde rupture de pente à 500 MPa pour la fréquence de 5 Hz et 450 MPa pour la fréquence de 10 Hz, repère le seuil de contrainte à partir duquel le nombre des décohésions inter-torons devient significatif. Les paliers sollicitent ces fissures longitudinales en mode II déclenchant un frottement considérable sur les lèvres des fissures qui engendre une génération élevée de chaleur. Une éprouvette sollicitée par une contrainte de traction plus haute que ce seuil cassera très probablement. Au dessous de ce seuil, la rupture en fatigue est moins probable, ce serait donc une limite haute de fatigue.

L'augmentation de la fréquence provoque une diminution notable de la limite de fatigue ; de 400 MPa pour 5 Hz à 300 MPa pour 10 Hz. La deuxième rupture de pente est aussi avancée. L'évolution de l'échauffement stabilisé, et donc aussi la cinétique des mécanismes de détérioration, est accélérée par l'augmentation de la fréquence. Les décohésions inter-torons longitudinales, sollicitées en mode II, causent un échauffement plus conséquent généré par le frottement. La fréquence accrue des glissements provoque une usure plus rapide des lèvres, une diminution du coefficient de frottement qui limite la génération de chaleur et favorise la propagation de ces décohésions inter-torons. Le nombre de cycle conduisant à la rupture dépend certainement de la dégradation des propriétés de l'interface inter-torons affectées par la fréquence des cycles de sollicitations.

Conclusion

La détermination de la limite de fatigue repose sur une relation entre la vitesse d'échauffement et l'état d'endommagement du matériau. L'analyse s'est portée sur un endommagement de type multi-fissuration diffuse et généralisée, typiquement observé lors d'essais de fatigue.

La caractérisation des mécanismes de détérioration déclenchés par les cycles de sollicitation d'un essai d'auto-échauffement a révélé le nombre et la morphologie des modes d'endommagement. Les deux modes identifiés ; la fissuration transverse intra-toron et les décohésions inter-torons, se produisent à l'échelle mésoscopique du tissage des torons. C'est le renfort qui gouverne l'endommagement. Le tissage en torons localise les mécanismes d'endommagement à son échelle mésoscopique en imposant la morphologie des modes de détérioration. Le caractère généralisé, diffus et homogène de l'endommagement, la localisation et la taille des mécanismes d'endommagement sont assurés et la chronologie de l'endommagement par des paliers de sollicitation cyclé est établie.

L'auto-échauffement est corrélé à la contrainte des cycles de sollicitation qui indique le début de la dégradation du matériau en fatigue. L'estimation est basée sur l'identification d'un changement dans le comportement thermique détectable par un changement de pente des courbes d'auto-échauffement qui lie l'échauffement avec la contrainte d'excitation. La procédure d'estimation de la rupture de pente donne une détermination de la limite de fatigue, par des essais d'auto-échauffement, stable et fiable. Pour mieux saisir le sens des ruptures de pentes dans les courbes d'auto-échauffement, l'influence de différents paramètres sur l'estimation de la rupture de pente donne une première explication des phénomènes physiques mis en jeu dans l'auto-échauffement du matériau. L'évolution de l'échauffement stabilisé, et donc aussi la cinétique des mécanismes de détérioration, est accélérée par l'augmentation de la fréquence. Au-delà de la limite de fatigue, les décohésions inter-torons longitudinales, sollicitées en mode II, causent un échauffement plus conséquent généré par le frottement. La fréquence accrue des glissements provoque une usure plus rapide des lèvres, une diminution du coefficient de frottement qui limite la génération de chaleur et favorise la propagation de ces décohésions inter-torons. Le nombre de cycle conduisant à la rupture dépend certainement de la dégradation des propriétés de l'interface inter-torons affectées par la fréquence des cycles de sollicitation. L'effet de la fréquence assure que la fatigue du matériau peut être effectivement estimée par des essais d'auto-échauffement qui excitent les mécanismes mis en jeu par des sollicitations répétées.

L'accroissement rapide de l'énergie acoustique cumulée au cours d'un essai d'auto-échauffement est un indicateur de l'accélération de la création et de la propagation des deux modes de microfissuration ; les microfissures transverses intra-toron et les décohésions inter-torons, détectés aussi par l'échauffement du matériau. La détection des événements discrets, leur localisation temporelle et l'estimation de la contrainte à laquelle ils se sont produits pendant les paliers de sollicitation cyclée, améliore la compréhension des courbes d'auto-échauffement et confirme la chronologie des modes de détérioration du matériau.

L'aire des boucles d'hystérésis est liée au frottement du glissement alterné des lèvres des décohésions inter-torons longitudinales, glissement différé par le seuil de glissement à l'interface, par les propriétés de glissement-frottement de l'interface. Elle dépend de l'énergie dissipée par frottement des lèvres de fissures de décohésion interfaciale. La comparaison de l'énergie mécanique dissipée

pendant un essai d'auto-échauffement, estimée par l'aire des boucles d'hystérésis, et la dissipation thermique montre la conversion de l'énergie mécanique dissipée pendant un essai d'auto-échauffement en dissipation thermique détectée par la caméra. Puisque le frottement du glissement alterné différé des lèvres des décohésions inter-torons longitudinales est le seul mécanisme de détérioration détecté qui dissipe de l'énergie, c'est lui la source de l'auto-échauffement.

Cela conduit à une estimation rapide de la limite de fatigue à partir, non seulement de la température stabilisée, mais également de la vitesse d'échauffement initiale de l'échantillon de composite tissé. Non seulement le nombre de cycles dynamiques est considérablement réduit, mais aussi la campagne expérimentale est réduite à un seul échantillon.

Mais, l'estimation des ruptures de pente dans les courbes d'auto-échauffement donne-t-elle la limite de fatigue ? La première rupture de pente repère le seuil de contrainte à partir duquel les microfissures transverses intra-toron, commence à micro-fissurer le matériau et à le fatiguer. Les paliers de traction cyclée, une fois la contrainte maximale atteinte, ne font qu'ouvrir et refermer ces fissures transversales en mode I sans grande génération de chaleur si ce n'est le frottement sur les décohésions d'interface, déviation longitudinale de ce réseau transversal. Arrêtées par l'interface, les microfissures transverses intra-toron atteignent rapidement un état de saturation. La rupture en fatigue, par croissance instable de ce mode de fissuration est hautement improbable, c'est donc *la limite de fatigue*, au sens d'une asymptote horizontale de la courbe *S-N*. La seconde rupture de pente repère le seuil de contrainte à partir duquel les décohésions inter-torons, deviennent significatives. Les paliers sollicitent ces fissures longitudinales en mode II déclenchant un frottement considérable sur les lèvres des fissures qui engendre une génération élevée de chaleur. Aucun toron ne vient stopper les décohésions inter-torons qui dégénèrent en un délaminage. Une éprouvette sollicitée par une contrainte de traction plus haute que ce seuil cassera très probablement. Au-dessous de ce seuil, la rupture en fatigue est moins probable, ce serait donc *une limite haute de fatigue*.

Mais a-t-on identifié la fatigue du matériau ? Les cinétiques d'endommagement sont-elles pilotées par la contrainte maximale des cycles comme pour une sollicitation de traction quasi-statique ? La fatigue à grand nombre de cycles est-elle bien représentée par ces paliers finalement assez brefs, quelques milliers de cycles, 4000 à 5000, certes suffisant pour obtenir une température stabilisée ? C'est la contrainte maximale qui gouverne la croissance des microfissures transverses intra-toron. Elles ne subissent qu'une réouverture-fermeture en mode I par les cycles qui ne peut influencer leur propagation. En revanche, les cycles excitent les décohésions inter-torons en mode II par un glissement avec frottement. L'usure des lèvres que peut provoquer un grand nombre de cycles affecte la contrainte de cisaillement interfaciale et le coefficient de frottement. Cette dégradation par fatigue favorise la propagation rapide de ces décohésions d'interface et doit influencer la limite de fatigue.

Malheureusement, nous ne disposons d'aucune information sur la fatigue de ce composite tissé carbone/époxy. L'existence même de la limite de fatigue, définie comme l'asymptote horizontale de la courbe *S-N* définissant une valeur limite de la contrainte en dessous de laquelle la probabilité de rupture est quasi-nulle, n'est pas certaine. La seule façon de valider les estimations de la limite de fatigue par essai d'auto-échauffement serait de réaliser des essais complets de fatigue. Mais, l'estimation de la limite de fatigue par les courbes *S-N* est un processus long et coûteux.

Conclusion générale

La structure fortement hétérogène et la multiplicité des mécanismes de dégradation des matériaux composites tissés rendent délicats leur contrôle et leur évaluation non destructifs. En particulier, il est souvent difficile de distinguer un mode d'endommagement d'un toron. Le mode fondamental de détérioration d'un composite tissé, la microfissuration généralisée, multiple et diffuse, n'est, en général, pas détectée par les méthodes classiques.

La vibrothermographie est une technique de contrôle non-destructive qui a été développée pour la détection et la localisation des macro-défauts tels que des fissures, des délaminages ou des décollements de dimensions de quelques centimètres. Elle repose sur la mesure des échauffements générés localement par les défauts d'une pièce mise en vibration. La détection des défauts est rendue possible par la chaleur qu'ils génèrent, cette chaleur étant liée à trois phénomènes : le frottement, la plasticité et la viscosité. La chaleur produite par frottement, due au mouvement couplé des surfaces du défaut, est considérée comme la source de génération primaire.

L'objectif de ces travaux est de montrer les potentialités de la vibrothermographie pour l'évaluation non-destructive de l'endommagement généralisé, caractéristique des composites tissés, en quantifiant la part de l'échauffement due à la friction des surfaces des microfissures diffuses.

Une première étude est consacrée au développement d'une technique d'évaluation non-destructive de l'endommagement d'un matériau composite tissé verre/époxy. A la différence de la plupart des études classiques, qui visent à détecter les macro-fissures (avec une longueur caractéristique de quelques centimètres) typiques des matériaux composites stratifiés, la méthode permet d'évaluer un état d'endommagement diffus et homogène, *i.e.*, une densité de microfissures, caractéristique des composites tissés. Une caractérisation de la morphologie des trois modes d'endommagement (la fissuration transverse intra-torons, les décohésions inter-torons, et les ruptures de fibres) qui affectent le composite, souligne le caractère généralisé, la localisation et la taille des modes de fissuration. Les ruptures de fibres dans les fils longitudinaux se localisent à l'échelle microscopique. Les deux autres modes identifiés, la fissuration transverse intra-torons et les décohésions inter-torons, se produisent à une échelle mésoscopique, celle du tissage des torons.

Pour évaluer l'état de l'endommagement, il faut définir un paramètre caractérisant le comportement thermique des éprouvettes endommagées, jouant un rôle analogue à celui de la densité de fissures pour l'endommagement. La densité de microfissuration étant un indicateur intrinsèque de l'état d'endommagement, l'indicateur thermique doit l'être lui aussi et, donc, doit être indépendant de

la durée d'excitation. C'est le cas de la vitesse d'échauffement global, contrairement au choix habituellement fait, l'échauffement à la fin de l'excitation. Pour estimer la contribution de l'endommagement à la vitesse d'échauffement, l'échauffement non nul de l'éprouvette saine non endommagée, servant de référence, est pris en compte. En l'absence de toute microfissuration, la viscosité du composite est la seule source de l'effet vibrothermographique de l'éprouvette saine. Les mécanismes d'endommagement se produisent à une échelle mésoscopique, celle du tissage des torons. Ces modes de détérioration n'affectent pas la viscosité de la matrice époxy, le mécanisme de déformation se localisant à l'échelle microscopique des chaînes de molécules du polymère. Et, donc, la variation de la vitesse d'échauffement est, sans doute, uniquement liée à la multifissuration mésoscopique.

La comparaison des courbes d'échauffement entre les éprouvettes endommagées et une éprouvette saine de référence quantifie l'effet de l'endommagement sur les propriétés d'échauffement du matériau sous sollicitation vibratoire. Le lien avec le comportement mécanique est fait par l'estimation d'une relation entre le paramètre qui définit l'état d'endommagement (la densité de fissures) et le paramètre définissant le comportement thermique (l'échauffement final stabilisé ou la vitesse d'échauffement initiale). Trois indicateurs d'endommagement sont ainsi définis ; une variable ayant un sens physique précis, la densité de microfissures, une variable mécanique, la variation du module de Young longitudinal dans le sens du chargement et un paramètre thermique, la vitesse d'échauffement global liée à l'endommagement des éprouvettes.

L'analyse locale de l'échauffement du matériau sous sollicitation vibratoire donne une meilleure compréhension des phénomènes qui sont à l'origine de cet échauffement et une estimation des sources de chaleur est réalisée. La vibrothermographie n'introduit pas de nouvelles fissures, ni ne contribue à faire se propager des microfissures déjà existantes dans l'éprouvette endommagée : il s'agit effectivement d'une méthode non-destructive.

La méthode proposée d'évaluation non-destructive de l'endommagement du composites tissé repose essentiellement sur la relation entre vitesse d'échauffement et densité de fissures. Le caractère prédictif de la méthodologie tient fondamentalement à la corrélation constatée entre la réponse thermique et l'état d'endommagement du matériau. L'estimation de l'état d'endommagement, *i.e.*, la densité de fissures, d'un matériau sans connaître son histoire mécanique, peut être menée simplement en caractérisant son comportement vibrothermographique et en connaissant son état initial, si et seulement si, cette relation est avérée. Le caractère prédictif de la technique est confirmé par la mesure d'un état d'endommagement inconnu.

Ensuite, la vibrothermographie est appliquée à la fatigue. L'objectif est le suivi de l'endommagement pendant sa formation et sa propagation, en particulier, d'un endommagement de type multi-fissuration diffuse et généralisée, typiquement observé lors d'essais de fatigue. La pertinence de la méthode d'essais d'auto-échauffement est étudiée pour un matériau composite tissé de fibres de carbone à matrice époxy.

Un essai d'auto-échauffement consiste à effectuer plusieurs paliers de chargement pendant lesquels l'échantillon est soumis à un nombre réduit de cycles de fatigue, pour des valeurs croissantes de contrainte, et de suivre l'évolution de sa température jusqu'à obtenir un équilibre thermique.

La caractérisation des mécanismes de détérioration déclenchés par les cycles de sollicitation d'un essai d'auto-échauffement a révélée le nombre et la morphologie des modes d'endommagement. Les deux modes identifiés ; la fissuration transverse intra-toron et les décohésions inter-torons, se produisent à l'échelle mésoscopique du tissage des torons. C'est encore le renfort qui gouverne l'endommagement. Le tissage en torons localise les mécanismes d'endommagement à son échelle mésoscopique en imposant la morphologie des modes de détérioration. Le caractère généralisé, diffus et homogène de l'endommagement, la localisation et la taille des mécanismes d'endommagement sont assurés et la chronologie de l'endommagement par des paliers de sollicitation cyclé est établie.

L'auto-échauffement est corrélé à la contrainte des cycles de sollicitation qui indique le début de la dégradation du matériau en fatigue. L'estimation est basée sur l'identification d'un changement dans le comportement thermique détectable par un changement de pente des courbes d'auto-échauffement qui lient l'échauffement avec la contrainte d'excitation. La procédure d'estimation de la rupture de pente donne une détermination robuste de la limite de fatigue par des essais d'auto-échauffement.

L'influence de différents paramètres donne un simple éclairage sur les phénomènes physiques mis en jeu dans l'auto-échauffement du matériau. L'évolution de l'échauffement stabilisé, et donc aussi la cinétique des mécanismes de détérioration, est accélérée par l'augmentation de la fréquence. Au-delà de la limite de fatigue, les décohésions inter-torons longitudinales, sollicitées en mode II, causent un échauffement plus conséquent généré par le frottement. La fréquence accrue des glissements provoque une usure plus rapide des lèvres, une diminution du coefficient de frottement qui limite la génération de chaleur et favorise la propagation de ces décohésions inter-torons. La fatigue du matériau peut être effectivement estimée par des essais d'auto-échauffement qui excitent les mécanismes mis en jeu par des sollicitations répétées.

L'accroissement rapide de l'énergie acoustique cumulée au cours d'un essai d'auto-échauffement est un indicateur de l'accélération de la création et de la propagation des deux modes de microfissuration. La détection des événements discrets et l'estimation de la contrainte à laquelle ils se sont produits pendant les paliers de sollicitation cyclée, améliore la compréhension des courbes d'auto-échauffement et confirme la chronologie des modes de détérioration du matériau.

L'aire des boucles d'hystérésis est liée au frottement du glissement alterné des lèvres des décohésions inter-torons longitudinales, glissement différé par le seuil de glissement à l'interface, par les propriétés de glissement-frottement de l'interface. Elle dépend de l'énergie dissipée par frottement des lèvres de fissures de décohésion interfaciale. La comparaison de l'énergie mécanique dissipée pendant un essai d'auto-échauffement, estimée par l'aire des boucles d'hystérésis, et la dissipation thermique montre la conversion de l'énergie mécanique dissipée pendant un essai d'auto-échauffement en dissipation thermique détectée par la caméra. Puisque le frottement du glissement alterné différé des lèvres des décohésions inter-torons longitudinales est le seul mécanisme de détérioration détecté qui dissipe de l'énergie, c'est la source de l'auto-échauffement.

La limite de fatigue, au sens d'une asymptote horizontale de la courbe *S-N*, est repérée par une première rupture de pente estimant le seuil de contrainte à partir duquel les microfissures transverses intra-toron, commence à micro-fissurer le matériau et à le fatiguer. Les paliers de traction cyclée, une fois la contrainte maximale atteinte, ne vont qu'ouvrir et refermer ces fissures transversales en mode I sans grande génération de chaleur si ce n'est le frottement sur les décohésions d'interface, déviation

longitudinale de ce réseau transversal. Arrêtées par l'interface, les microfissures transverses intra-toron atteignent rapidement un état de saturation. La rupture en fatigue, par croissance instable de ce mode de fissuration est hautement improbable. Une limite haute de fatigue correspondrait à la seconde rupture de pente qui repère le seuil de contrainte à partir duquel les décohésions inter-torons, deviennent significatives. Les paliers sollicitent ces fissures longitudinales en mode II déclenchant un frottement considérable sur les lèvres des fissures qui engendre une génération élevée de chaleur. Aucun toron ne vient stopper les décohésions inter-torons qui dégènèrent en un délaminage. Une éprouvette sollicitée par une contrainte de traction plus haute que ce seuil cassera très probablement. En dessous de ce seuil, la rupture en fatigue est moins probable.

C'est la contrainte maximale qui gouverne la croissance des microfissures transverses intra-toron. Celles-ci ne subissent qu'une réouverture-fermeture en mode I par les cycles qui ne peut influencer leur propagation. En revanche, les cycles excitent les décohésions inter-torons en mode II par un glissement avec frottement. L'usure des lèvres que peut provoquer un grand nombre de cycles affecte la contrainte de cisaillement interfaciale et le coefficient de frottement. Cette dégradation par fatigue favorise la propagation rapide de ces décohésions d'interface et doit influencer la limite de fatigue.

Finalement, la fatigue du composite tissé carbone/époxy est, sans doute, gouvernée par la loi d'évolution des propriétés de glissement-frottement de l'interface toron longitudinal/toron transversal. La dégradation de l'interface peut être pilotée soit par la contrainte maximale des cycles soit par le nombre de cycles. Pour répondre à cette question, la seule manière de procéder serait de réaliser des essais classiques de fatigue, permettant la détermination du nombre de cycles conduisant à la rupture, pour les différentes valeurs de la contrainte maximale appliquée. La courbe *S-N* trancherait entre ces deux suppositions et permettrait de situer la limite de fatigue du matériau, au sens de l'asymptote horizontale de la courbe *S-N* définissant une valeur limite de la contrainte en dessous de laquelle la probabilité de rupture est quasi-nulle.

Un essai d'auto-échauffement avec ces paliers de quelques milliers de cycles représente-il la fatigue à grand nombre de cycles ? La seule façon de valider les estimations de la limite de fatigue par essai d'auto-échauffement est de réaliser des essais complets de fatigue.

Les très nombreux essais à grand nombre de cycles pour des contraintes maximales appliquées étalées seraient avantageusement instrumentés avec une acquisition des courbes d'auto-échauffement et le suivi *in situ* de la vitesse d'échauffement initiale. La détermination de la vitesse d'échauffement ne nécessite pas d'attendre une température stabilisée. Elle est un indicateur de l'état d'endommagement du matériau au moins aussi fiable que l'échauffement stabilisé et souvent plus sensible au changement de cinétique des modes de détérioration en fatigue. Une relation véritable entre cet indicateur thermique et le nombre de cycles à la rupture en fonction de la contrainte appliquée serait la validation de l'estimation de la limite de fatigue par essai d'auto-échauffement.

Comme un essai d'auto-échauffement est réalisable en une seule journée, les milliers de cycles des paliers se succédant avec une contrainte moyenne croissante, et ne nécessite qu'un seul échantillon, cela conduirait à une estimation rapide de la limite de fatigue à partir de la vitesse d'échauffement initiale d'un matériau composite tissé.

Références

- Adams, R. D., and P. D. R. D. Cawley. "A review of defect types and nondestructive testing techniques for composites and bonded joints." *NDT international* 21.4 (1988): 208-222.
- Barré, Sébastien, and M. L. Benzeggagh. "On the use of acoustic emission to investigate damage mechanisms in glass-fibre-reinforced polypropylene." *Composites Science and Technology* 52.3 (1994): 369-376.
- Baste, Stéphane. "Inelastic behaviour of ceramic-matrix composites." *Composites Science and Technology* 61.15 (2001): 2285-2297.
- Bathias, Claude. "An engineering point of view about fatigue of polymer matrix composite materials." *International journal of fatigue* 28.10 (2006): 1094-1099.
- Baucom, J. N., and M. A. Zikry. "Low-velocity impact damage progression in woven E-glass composite systems." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 36.5 (2005): 658-664.
- Beck, Cole, Kevin David, A. Haji-Sheikh, and B. Litkouhi. *Heat conduction using Green's functions*. Washington DC: Hemisphere Publishing Corporation, 1992.
- Brent, Strong, A. and Scott W. Beckwith. "Joining Composite Materials." *Composites Fabrication* (1997): 9-15.
- Busse, G. "Optoacoustic phase angle measurement for probing a metal." *Applied Physics Letters* 35.10 (1979): 759-760.
- Cecen, Volkan, et al. "Epoxy-and polyester-based composites reinforced with glass, carbon and aramid fabrics: Measurement of heat capacity and thermal conductivity of composites by differential scanning calorimetry." *Polymer Composites* 30.9 (2009): 1299-1311.
- YanJun, Chang, et al. "Elastic behavior analysis of 3D angle-interlock woven ceramic composites." *Acta Mechanica Solida Sinica* 19.2 (2006): 152-159.
- Chen, John C., et al. "Crack growth induced by sonic IR inspection." *Nondestructive Testing and Evaluation* 22.2-3 (2007): 83-92.
- Cheng, Liang, and Gui Yun Tian. "Surface crack detection for carbon fiber reinforced plastic (CFRP) materials using pulsed eddy current thermography." *Sensors Journal, IEEE* 11.12 (2011): 3261-3268.
- Choi, M. Y., et al. "Detection of delamination defect inside timber by sonic IR." *SPIE Defense and Security Symposium*. International Society for Optics and Photonics, 2008.
- Chou, H. Y., Zejli, H., Thionnet, A., Bunsell, A. R., Mouritz, A., & Bannister, M. (2011, June). Détection et discrimination par émission acoustique des endommagements dans les composites. Comparaison expérience/modélisation. In 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17) (p. 31).
- Chou, Shen, Hong-Chu Chen, and Chong-Cherng Wu. "BMI resin composites reinforced with 3D carbon-fibre fabrics." *Composites science and technology* 43.2 (1992): 117-128.
- Colombo, C., et al. "Fatigue behaviour of a GFRP laminate by thermographic measurements." *Procedia Engineering* 10 (2011): 3518-3527.

- Cox, Brian N., Mahyar S. Dadkhah, and W. L. Morris. "On the tensile failure of 3D woven composites." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 27.6 (1996): 447-458.
- Dally, J. W., and L. J. Broutman. "Frequency effects on the fatigue of glass reinforced plastics." *Journal of Composite Materials* 1.4 (1967): 424-442.
- Demy, Philippe, Jean-Claude Golinval, and Daniel Simon. "Détection d'endommagement et résonances locales sur composite CFRP par vibrothermographie." *3ième Colloque "Analyse Vibratoire Expérimentale"*. ENIVL, 2012.
- Ding, Y. Q., et al. "Comparison of the fatigue behaviour of 2-D and 3-D woven fabric reinforced composites." *Journal of materials processing technology* 55.3 (1995): 171-177.
- Djordjevic, B. Boro. "Nondestructive test technology for the composites." *The 10th International Conference of the Slovenian Society for non-destructive testing*. 2009.
- Dupin, Christophe, Guillaume Couégnat, and Gérald Camus. "Modélisation macroscopique du comportement mécanique des composites à matrice céramique." *17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17)*. 2011.
- Efron, Bradley, and Robert J. Tibshirani. "An Introduction to the Bootstrap, Monographs on Statistics and Applied Probability, Vol. 57." *New York and London: Chapman and Hall/CRC* (1993).
- El Kadi, H., and F. Ellyin. "Effect of stress ratio on the fatigue of unidirectional glass fibre/epoxy composite laminate." *Composites* 25.10 (1994): 917-924.
- Ellyin, Fernand. *Fatigue damage, crack growth and life prediction*. Springer Science & Business Media, 2012.
- Elmore, W. C., and M. A. Heald. "Physics of waves. Mineola." (1985).
- Engelberg, Shlomo. *Random signals and noise: a mathematical introduction*. CRC Press, 2006.
- Evans, Anthony G., J-M. Domergue, and E. Vagaggini. "Methodology for Relating the Tensile Constitutive Behavior of Ceramic-Matrix Composites to Constituent Properties." *Journal of the American Ceramic Society* 77.6 (1994): 1425
- Favro, L. D., et al. "Sonic infrared imaging of fatigue cracks." *International journal of fatigue* 23 (2001): 471-476.
- Fernando, G., et al. "Fatigue behaviour of hybrid composites." *Journal of materials science* 23.10 (1988): 3732-3743.
- Fujii, Toru, Sadao Amijima, and Kazuya Okubo. "Microscopic fatigue processes in a plain-weave glass-fibre composite." *Composites Science and Technology* 49.4 (1993): 327-333.
- Gamstedt, E. Kristofer, Lars A. Berglund, and Ton Peijs. "Fatigue mechanisms in unidirectional glass-fibre-reinforced polypropylene." *Composites Science and Technology* 59.5 (1999): 759-768.
- Gassan, Jochen. "A study of fibre and interface parameters affecting the fatigue behaviour of natural fibre composites." *Composites part A: applied science and manufacturing* 33.3 (2002): 369-374.
- Genest, Marc, et al. "Investigation of alternative excitation sources for vibrothermography." *SPIE Smart Structures and Materials+ Nondestructive Evaluation and Health Monitoring*. International Society for Optics and Photonics, 2009.
- Giancane, S., et al. "Deformation and dissipated energies for high cycle fatigue of 2024-T3 aluminium alloy." *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* 52.2 (2009): 117-121.
- Giordano, M., et al. "An acoustic-emission characterization of the failure modes in polymer-composite materials." *Composites Science and Technology* 58.12 (1998): 1923-1928.
- Gornet, Westphal, Rozycki, Stainier, Kemlin, "Rapid determination of the fatigue properties of carbon fiber epoxy matrix composite laminates by self-heating tests", ECCM16, European conference of composite materials.
- Grippon Édith. "Endommagement et microfissuration d'un composite à matrice céramique tissé 3D : approche multi- échelle et évaluation ultrasonore", Thèse de l'Université Bordeaux 1, 4908, 21 novembre 2013.
- Han, Xiaoyan, et al. "Recent developments in thermosonic crack detection." *Quantitative Nondestructive Evaluation*. Vol. 615. No. 1. AIP Publishing, 2002.

- Han, Xiaoyan, et al. "Sonic infrared imaging NDE." *Smart Structures and Materials*. International Society for Optics and Photonics, 2005.
- Harris, Bryan. *Fatigue in composites: science and technology of the fatigue response of fibre-reinforced plastics*. Woodhead Publishing, 2003.
- Hochard, Ch, J. Payan, and Cyril Bordreuil. "A progressive first ply failure model for woven ply CFRP laminates under static and fatigue loads." *International Journal of Fatigue* 28.10 (2006): 1270-1276.
- Hochard, Ch, et al. "Behaviour up to rupture of woven ply laminate structures under static loading conditions." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 40.8 (2009): 1017-1023.
- Holland, Stephen D. "First measurements from a new broadband vibrothermography measurement system." (2006).
- Holland, Stephen D., Jeremy Renshaw, and Ron Roberts. "Measurement of dynamic full-field internal stresses through surface laser Doppler vibrometry." *Applied Physics Letters* 91.13 (2007): 134101.
- Holland, Stephen D., Christopher Uhl, and Jeremy Blake Renshaw. "Toward a viable strategy for estimating vibrothermographic probability of detection." (2007).
- Holland, Stephen D., and Jeremy Renshaw. "Physics-based image enhancement for infrared thermography." *NDT & E International* 43.5 (2010): 440-445.
- Holland, Stephen D., et al. "Quantifying the vibrothermographic effect." *NDT & E International* 44.8 (2011): 775-782.
- Holland, Stephen D. "Thermographic signal reconstruction for vibrothermography." *Infrared Physics & Technology* 54.6 (2011): 503-511.
- Holmes, John W., Xin Wu, and Bent F. Sørensen. "Frequency Dependence of Fatigue Life and Internal Heating of a Fiber-Reinforced/Ceramic-Matrix Composite." *Journal of the American Ceramic Society* 77.12 (1994): 3284-3286.
- Homma, C., et al. "Study of the heat generation mechanism in acoustic thermography." *QUANTITATIVE NONDESTRUCTIVE EVALUATION*. Vol. 820. No. 1. AIP Publishing, 2006.
- Hosten, Bernard, et al. "Sonothermography in composite materials: Finite Element modeling and experimental validation." *NDT & E International* 51 (2012): 120-126.
- Ibarra-Castanedo, Clemente, et al. "Inspection of aerospace materials by pulsed thermography, lock-in thermography, and vibrothermography: a comparative study." *Defense and Security Symposium*. International Society for Optics and Photonics, 2007.
- Ivanov, Dmitry, et al. "Strain mapping analysis of textile composites." *Optics and Lasers in Engineering* 47.3 (2009): 360-370.
- Jegou, Loïc, et al. "Fast prediction of the Wöhler curve from heat build-up measurements on Short Fiber Reinforced Plastic." *International Journal of fatigue* 47 (2013): 259-267.
- John, S., I. Herszberg, and F. Coman. "Longitudinal and transverse damage taxonomy in woven composite components." *Composites part B: engineering* 32.8 (2001): 659-668.
- Jones, C. J., et al. "The environmental fatigue behaviour of reinforced plastics." *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. Vol. 396. No. 1811. The Royal Society, 1984.
- Kelkar, Ajit D., and John D. Whitcomb. *Characterization and structural behavior of braided composites*. No. DOT-FAA-AR-08-52. 2009.
- Kenane, Mohamed. "Modélisation numérique de l' endommagement par fatigue d' une plaque composite carbone/époxy sollicitée en traction ondulée." 21ème Congrès Français de Mécanique, 26 au 30 août 2013, Bordeaux, France (FR) (2013).

- Keusch, S., H. Queck, and K. Gliesche. "Influence of glass fibre/epoxy resin interface on static mechanical properties of unidirectional composites and on fatigue performance of cross ply composites." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 29.5 (1998): 701-705.
- Krapez, J. C., D. Pacou, and G. Gardette. "Lock-in thermography and fatigue limit of metals." *OFFICE NATIONAL D'ETUDES ET DE RECHERCHES AEROSPATIALES ONERA-PUBLICATIONS-TP* 187 (2000).
- Kuo, P. K., et al. "Parallel thermal wave imaging using a vector lock-in video technique." *Photoacoustic and Photothermal Phenomena*. Springer Berlin Heidelberg, 1988. 415-418.
- La Rosa, G., and A. Risitano. "Thermographic methodology for rapid determination of the fatigue limit of materials and mechanical components." *International journal of fatigue* 22.1 (2000): 65-73.
- Lafarie-Frenot, Marie-Christine, C. Henaff-Gardin, and D. Gamby. "Matrix cracking induced by cyclic ply stresses in composite laminates." *Composites science and technology* 61.15 (2001): 2327-2336.
- Lafitte, M. H., and A. R. Bunsell. "The fatigue behaviour of Kevlar-29 fibres." *Journal of Materials Science* 17.8 (1982): 2391-2397.
- Lamboul, Bai, and Grail Roche. "Estimation of elastic properties and damage monitoring in 2D woven composites using Lamb waves." (2013).
- Le Saux, Vincent, et al. "An energetic criterion for the fatigue of rubbers: an approach based on a heat build-up protocol and μ -tomography measurements." *Procedia engineering* 2.1 (2010): 949-958.
- Li, Ming, Stephen D. Holland, and William Q. Meeker. "Statistical methods for automatic crack detection based on vibrothermography sequence-of-images data." *Applied Stochastic Models in Business and Industry* 26.5 (2010): 481-495.
- Li, Ming, Stephen D. Holland, and William Q. Meeker. "Quantitative multi-inspection-site comparison of probability of detection for vibrothermography nondestructive evaluation data." *Journal of Nondestructive Evaluation* 30.3 (2011): 172-178.
- Lomov, Stepan Vladimirovitch, et al. "Textile composites: modelling strategies." *Composites Part A: applied science and manufacturing* 32.10 (2001): 1379-1394.
- Luong, M. P. "Infrared thermographic scanning of fatigue in metals." *Nuclear Engineering and Design* 158.2 (1995): 363-376.
- Mabrouki, F., et al. "Frictional heating model for efficient use of vibrothermography." *NDT & E International* 42.5 (2009): 345-352.
- Masaki, Hojo, et al. "Effect of matrix resin on delamination fatigue crack growth in CFRP laminates." *Engineering Fracture Mechanics* 49.1 (1994): 35-47.
- Masquelier, Isaure, et al. "Thermal Measurements on Elastomeric Materials: From the Characterization of the Dissipation Gradients to the Prediction of the Fatigue Properties." *Procedia Engineering* 66 (2013): 661-668.
- Meyendorf, Norbert GH, et al. "Thermo-acoustic fatigue characterization." *Ultrasonics* 40.1 (2002): 427-434.
- Mian, Ahsan, et al. "Fatigue damage detection in graphite/epoxy composites using sonic infrared imaging technique." *Composites Science and Technology* 64.5 (2004): 657-666.
- Montanini, R., and F. Freni. "Investigation of heat generation sources in sonic infrared thermography using laser Doppler vibrometry." *Proceedings of Quantitative Infrared Thermography QIRT* (2012).
- Morbidini, Marco, et al. "Prediction of the thermosonic signal from fatigue cracks in metals using vibration damping measurements." *Journal of Applied Physics* 100.10 (2006): 104905.
- Morbidini, Marco, and Peter Cawley. "The detectability of cracks using sonic IR." *Journal of Applied Physics* 105.9 (2009): 093530.
- Mouritz, A. P., et al. "Review of applications for advanced three-dimensional fibre textile composites." *Composites Part A: applied science and manufacturing* 30.12 (1999): 1445-1461.

- Norman, Dowling. *Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation, fracture, and fatigue*. Prentice hall, 1993.
- Ogin, S. L., P. A. Smith, and P. W. R. Beaumont. "Matrix cracking and stiffness reduction during the fatigue of a (0/90) s GFRP laminate." *Composites Science and Technology* 22.1 (1985): 23-31.
- Olin, Bryan D., and William Q. Meeker. "Applications of statistical methods to nondestructive evaluation." *Technometrics* 38.2 (1996): 95-112.
- Owston, C. N. "Eddy current methods for the examination of carbon fibre reinforced epoxy resins." *Materials evaluation* 34 (1976): 237-244.
- Pandita, Surya D., et al. "Tensile fatigue behaviour of glass plain-weave fabric composites in on-and off-axis directions." *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing* 32.10 (2001): 1533-1539.
- Pang, Jody WC, and Ian P. Bond. "A hollow fibre reinforced polymer composite encompassing self-healing and enhanced damage visibility." *Composites Science and Technology* 65.11 (2005): 1791-1799.
- Pearson, J. D., et al. "Global-local assessment of low-velocity impact damage in woven composites." *Journal of Composite Materials* 41.23 (2007): 2759-2783.
- Perez, Ignacio, and William R. Davis. "Optimizing the thermosonics signal." *AIP Conference Proceedings*. No. A. IOP INSTITUTE OF PHYSICS PUBLISHING LTD, 2003.
- Périé, Jean Noël, et al. "Digital image correlation and biaxial test on composite material for anisotropic damage law identification." *International Journal of Solids and Structures* 46.11 (2009): 2388-2396.
- Philip, F., Godin, N., Deschanel, S., Leroy, J. M., Grosjean, F., & Courbon, J. (2011, June). Caractérisation des endommagements d'un composite Carbone/PA12 par émission acoustique. In 17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17) (p. 211).
- Piersol Allan G, Harris, Cyril M. *Harris' shock and vibration handbook*. Vol. 5. New York: McGraw-Hill, 2002.
- Qi Mei; Giraud Albert; Shao Jian-Fu; Colliat Jean-Baptiste « A Micromechanical Multi-Scale Damage-Friction Model for Initially Anisotropic Materials » dans USACM's 13th U.S. National Congress on Computational Mechanics, (USNCCM13), San Diego, California, , July 26
- Rantala, J., D. Wu, and G. Busse. "Amplitude-modulated lock-in vibrothermography for NDE of polymers and composites." *Research in Nondestructive Evaluation* 7.4 (1996): 215-228.
- Reifsnider, K. L., E. Gr Henneke, and W. W. Stinchcomb. "The mechanics of vibrothermography." *Mechanics of nondestructive testing* (1980): 249-276.
- Renshaw, Jeremy, and Stephen D. Holland. *Full-Field Vibration Measurement for Vibrothermography (Preprint)*. IOWA STATE UNIV AMES DEPT OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING, 2007.
- Renshaw, Jeremy, Stephen D. Holland, and R. Bruce Thompson. "Measurement of crack opening stresses and crack closure stress profiles from heat generation in vibrating cracks." *Applied Physics Letters* 93.8 (2008): 081914.
- Renshaw, Jeremy, et al. "The effect of crack closure on heat generation in vibrothermography." *REVIEW OF PROGRESS IN QUANTITATIVE NONDESTRUCTIVE EVALUATION: Proceedings of the 35th Annual Review of Progress in Quantitative Nondestructive Evaluation*. Vol. 1096. No. 1. AIP Publishing, 2009.
- Renshaw, Jeremy, et al. "The sources of heat generation in vibrothermography." *NDT & E International* 44.8 (2011): 736-739.
- Renshaw, Jeremy, et al. "Vibration-induced tribological damage to fracture surfaces via vibrothermography." *International Journal of Fatigue* 33.7 (2011): 849-857.
- Reynaud, P. "Cyclic fatigue of ceramic-matrix composites at ambient and elevated temperatures." *Composites Science and Technology* 56.7 (1996): 809-814.
- Roche, J. M., et al. "Passive and active thermography for in situ damage monitoring in woven composites during mechanical testing." *Quantitative Nondestructive Evaluation*, Denver, USA (2012).

- Rosenfeld, M. S., and S. L. Huang. "Fatigue characteristics of graphite/epoxy laminates under compression loading." *Journal of Aircraft* 15.5 (1978): 264-268.
- Rosenkranz, P., K. Humer, and H. W. Weber. "Influence of specimen size on the tension-tension fatigue behaviour of fibre-reinforced plastics at room temperature and at 77 K." *Cryogenics* 40.3 (2000): 155-158.
- Rossignol, Jérôme, M. L. Pastor, and Alain Thionnet. "Détection d'endommagement dans les composites à l'aide d'une technologie utilisant des micro-ondes et par thermographie infrarouge." *Matériaux* 2010. 2010.
- Sadot, Dan, et al. "Restoration of thermal images distorted by the atmosphere, based on measured and theoretical atmospheric modulation transfer function." *Optical Engineering* 33.1 (1994): 44-53.
- Salazar, A., et al. "Characterization of delaminations by lock-in vibrothermography." *Journal of Physics: Conference Series*. Vol. 214. No. 1. IOP Publishing, 2010.
- Shuler, Stephen F., et al. "Influence of Loading Frequency on the Room-Temperature Fatigue of a Carbon-Fiber/SiC-Matrix Composite." *Journal of the American Ceramic Society* 76.9 (1993): 2327-2336.
- Schulte, K. "Stiffness reduction and development of longitudinal cracks during fatigue loading of composite laminates." *Mechanical characterisation of load bearing fibre composite laminates* (1985): 36-54.
- Scida, D., Z. Aboura, and M. L. Benzeggagh. "The effect of ageing on the damage events in woven-fibre composite materials under different loading conditions." *Composites Science and Technology* 62.4 (2002): 551-557.
- Scott, I. G., and C. M. Scala. "A review of non-destructive testing of composite materials." *NDT international* 15.2 (1982): 75-86.
- Shepard, et al. "Reconstruction and enhancement of active thermographic image sequences." *Optical Engineering* 42.5 (2003): 1337-1342.
- Shepard, Steven M., Tasdiq Ahmed, and James R. Lhota. "Experimental considerations in vibrothermography." *Defense and Security*. International Society for Optics and Photonics, 2004.
- Soni, Tarun, James R. Zeidler, and Walter H. Ku. "Performance evaluation of 2-D adaptive prediction filters for detection of small objects in image data." *Image Processing, IEEE Transactions on* 2.3 (1993): 327-340.
- Subramanian, S., K. L. Reifsnider, and W. W. Stinchcomb. "A cumulative damage model to predict the fatigue life of composite laminates including the effect of a fibre-matrix interphase." *International Journal of Fatigue* 17.5 (1995): 343-351.
- Vaddi, Jyani Somayajulu. "Transducer characterization for Vibrothermography." (2011).
- Wang, X., et al. "Low velocity impact properties of 3D woven basalt/aramid hybrid composites." *Composites Science and Technology* 68.2 (2008): 444-450.
- Weeton, John W., Dean M. Peters, and Karyn L. Thomas. *Engineers' guide to composite materials*. American Society for metals, 1987.
- Westphal, Ophélie. *Analyse thermomécanique de l'endommagement en fatigue de stratifiés carbone/époxy: détermination de la limite d'endurance à partir d'essais d'auto-échauffement*. Diss. Ecole Centrale de Nantes (ECN), 2014.
- Wu, D., et al. "Nondestructive inspection of turbine blades with lock-in thermography." *Materials Science Forum*. Vol. 210. 1996.
- Wu, Zhangjian. "Three-dimensional exact modeling of geometric and mechanical properties of woven composites." *Acta Mechanica Sinica* 22.5 (2009): 479-486.
- Zhang, Wenjun, Stephen D. Holland, and Jeremy Blake Renshaw. "Frequency dependence of vibrothermography." (2009).
- Zhang, Holland, and S. D. Holland. "Dependence of vibrothermographic heating on shear versus normal loading." *NDT&E International*.
- Zwescher, Th, A. Dillenz, and G. Busse. "Ultrasound lock-in thermography- a defect-selective NDT method for the inspection of aerospace components." *Insight* (2001).

Table des figures

| | |
|--|-----------|
| <i>Figure 1.1 - Parties en composite du Boeing 787 (source : Boeing)</i> | <i>6</i> |
| <i>Figure 1.2 - Parties en composites du TCS du Space Shuttle (source : NASA).....</i> | <i>8</i> |
| <i>Figure 1.3 - Exemples de tissages ; (a) taffetas, (b) sergé de 2 et (c) satin de 5.....</i> | <i>9</i> |
| <i>Figure 1.4 - (a) Thermographie flash sur composite tissé 2D : cartographie en échauffement post-flash. (b) C-Scan à 5 MHz d'un tissé taffetas en fibre de verre. L'interprétation des résultats est rendue délicate par le tissage.....</i> | <i>13</i> |
| <i>Figure 1.5 - Configuration d'un essai de vibrothermographie.....</i> | <i>15</i> |
| <i>Figure 1.6 - FFT entre 15.5kHz et 19.5kHz pour l'estimation des fréquences propres [Montanini et Freni, 2012]</i> | <i>16</i> |
| <i>Figure 2.1 - Tissu taffetas de fibres de verre.</i> | <i>20</i> |
| <i>Figure 2.2 - Schéma du procédé de fabrication (pas à l'échelle)</i> | <i>21</i> |
| <i>Figure 2.3 - Plan de découpe de la plaque.....</i> | <i>22</i> |
| <i>Figure 2.4 – Éprouvette sous charge, installée sur la machine ZWICK et multi-instrumentation associée.</i> | <i>24</i> |
| <i>Figure 2.5 - Courbe contrainte/déformation, éprouvette 3.</i> | <i>24</i> |
| <i>Figure 2.6 - Énergie acoustique cumulée détectée par les deux capteurs d'émission acoustique, éprouvette 3.</i> | <i>25</i> |
| <i>Figure 2.7 - Courbes contrainte-déformation des trois éprouvettes sollicitées en traction.</i> | <i>26</i> |
| <i>Figure 2.8 - Comparaison au microscope optique de l'état sain (a) et endommagé (b) de l'éprouvette 2.</i> | <i>27</i> |
| <i>Figure 2.9 - Modes d'endommagement du composite verre/époxy, (a) Coupe micrographique sur chant poli de l'éprouvette 2 sollicitée à 250 MPa, (b) Comparaison qualitative/visuelle de l'éprouvette 2 et de l'éprouvette saine.</i> | <i>27</i> |
| <i>Figure 2.10 - Évolution spatiale de la longueur équivalente de fissure pour les éprouvettes 1 et 2.</i> | <i>28</i> |

| | |
|--|----|
| Figure 2.11 - Détermination de la variation du module de Young tangent dans la direction du chargement par interpolation polynomiale des courbes contrainte-déformation. (a) éprouvettes 1 et (b) éprouvette 2..... | 29 |
| Figure 2.12 - Excitateur piezoshaker Wilcoxon Meggit F7. | 30 |
| Figure 2.13 - Système d'excitation. | 31 |
| Figure 2.14 - Eléments du système de montage des éprouvettes et de l'excitateur. | 32 |
| Figure 2.15 - Caméra infrarouge FLIR X6540sc. | 32 |
| Figure 2.16 - Vibromètre Laser Polytec OFV-505 : (a) tête du Laser, (b) système de contrôle. | 34 |
| Figure 2.17 - Évolution de l'échauffement au cours de l'excitation pour les trois éprouvettes. | 37 |
| Figure 2.18 - Évolution de la dispersion de la distribution spatiale de la température des trois éprouvettes. | 38 |
| Figure 2.19 - Influence du couplant entre excitateur et éprouvette sur la dispersion des résultats. | 39 |
| Figure 2.20 - Interpolation linéaire des courbes échauffement - temps d'excitation. | 40 |
| Figure 2.21 - Corrélation linéaire entre la vitesse d'échauffement liée à l'endommagement et (A) la densité de fissures et (B) la variation du module de Young. | 42 |
| Figure 2.22 – Visualisation des images thermiques et de l'échauffement au cours de l'essai vibratoire, éprouvette 1 endommagée à 190 MPa, (a) 1', (b) 2' et (C) 3' de temps d'excitation, (d) échelle des niveaux de gris (en [K]), (e) courbe échauffement - temps d'excitation. | 43 |
| Figure 2.23 - Cartographie spatio-temporelle de la ligne moyenne (en rouge) de la demi-éprouvette 1. | 44 |
| Figure 2.24 - Cartographie spatio-temporelle globale moyennée de la demi-éprouvette 1. | 45 |
| Figure 2.25 - Alternance des zones « chaudes » (C) aux zones « froides » (F), éprouvette 1. | 45 |
| Figure 2.26 - Agrandissement des 5 premières secondes d'échauffement (c) et de la première minute (a) de la cartographie spatio-temporelle globale moyennée (b) de la demi-éprouvette 1. | 46 |
| Figure 2.27 - Estimation des « nœuds X-Y » et des « ventres A-B » thermiques à partir du profil de température sur la demi-longueur, éprouvette 1. | 46 |
| Figure 2.28 - Echauffement des nœuds et des ventres thermiques. | 47 |
| Figure 2.29 - Comparaison du profil de vibration et du profil de température, (bleu) carré de la vitesse de vibration et (rouge) échauffement. | 48 |
| Figure 2.30 - Reconstruction par vibrométrie Laser de la forme modale de vibration de l'éprouvette 1 à 5 kHz. | 48 |
| Figure 2.31 – Représentation de la source liée à l'excitateur par une source ponctuelle. | 49 |
| Figure 2.32 - Modélisation de l'éprouvette avec sa ligne moyenne et imposition de conditions aux bords..... | 50 |

| | |
|---|----|
| Figure 2.33 –Simulation numérique de l'évolution de la température due à l'effet de la présence de l'excitateur (situé en bas à gauche). | 51 |
| Figure 2.34 - Estimation des dérivées temporelle (en haut) et spatiale (en bas) de la source visqueuse. Les lignes rouges représentent les nœuds (N) et les ventres (V). | 52 |
| Figure 2.35 - Profil spatial entre le nœud X et le ventre B des sources thermiques liées à l'endommagement, éprouvette 1..... | 52 |
| Figure 2.36 - Comparaison visuelle des coupes micrographiques (a) avant et (b) et après vibrothermographie. | 54 |
| Figure 2.37 - Echauffement global en fonction du temps d'excitation avec les nouveaux niveaux d'endommagement..... | 56 |
| Figure 2.38 - Données (vitesse d'échauffement liée à l'endommagement, densité de fissures) des niveaux d'endommagement additionnels, 170 et 220 MPa, replacées sur la corrélation linéaire échauffement/densité de fissures de la figure 2.21.a. | 57 |
| Figure2.39 - Relation entre vitesse d'échauffement et densité de fissures. | 58 |
| Figure2.40 - Relation entre vitesse d'échauffement et variation du module de Young. | 58 |
| Figure2.41 - Positionnement des niveaux d'endommagement sur la courbe contrainte/déformation. .. | 58 |
| Figure 3.1 - Définition d'un cycle de fatigue..... | 60 |
| Figure 3.2 - Courbe S-N et identification de la limite de fatigue | 61 |
| Figure 3.3 - Influence du type de fibre constituant le composite sur l'évolution de la courbe S-N et comparaison avec les matériaux métalliques [Weeton et al., 1987] | 62 |
| Figure 3.4 - Evolution typique du module d'Young normalisé en fonction des cycles de chargement pour un composite [Ogin et al., 1985] | 62 |
| Figure 3.5 – Diagramme des cycles de sollicitation d'un essai d'auto-échauffement..... | 64 |
| Figure 3.6 - Courbe d'auto-échauffement pour un composite stratifié en fibre de verre : visualisation de la rupture de pente pour l'estimation de la limite de fatigue [Colombo et al., 2011]...... | 65 |
| Figure 3.7 - (a) Tissu satin de 5 de fibres de carbone et (b) sa représentation 3D par le logiciel TexGen. | 66 |
| Figure 3.8 - Les trois configurations d'éprouvettes testées..... | 67 |
| Figure 3.9 - Courbe contrainte/déformation, éprouvette E16-90-1, sens trame, composite de 16 plis...67 | |
| Figure 3.10 - Evolution de l'échauffement de l'éprouvette (rouge) et de la contrainte (bleue) en fonction du temps de chargement, éprouvette E16-90-1, sens trame, composite de 16 plis. | 68 |
| Figure 3.11 - Evolution de l'énergie cumulée par émission acoustique en fonction de la contrainte de chargement, éprouvette E16-90_1, sens trame, composite de 16 plis. | 68 |

| | |
|--|----|
| Figure 3.12 - Images thermiques en échauffement à trois instants différents : (A) début de l'endommagement, (B) accélération de l'endommagement et (C) rupture de l'éprouvette E16-90-1, sens trame, composite de 16 plis. | 69 |
| Figure 3.13 - Images de l'éprouvette E16-90-1, sens trame, composite de 16 plis, après rupture à 680 MPa. | 69 |
| Figure 3.14 - Machine d'essai Maser 550 kN avec détails du serrage d'une éprouvette par un mors. ... | 71 |
| Figure 3.15 - Pression de serrage des mors en fonction de la sollicitation mécanique statique ou dynamique..... | 71 |
| Figure 3.16 - Echauffement des deux mors pendant deux essais d'auto-échauffements. | 73 |
| Figure 3.17 - Différence d'échauffement des deux mors pendant deux essais d'auto-échauffements.... | 74 |
| Figure 3.18 - Evolution de la température pendant un palier typique ; (1) de l'éprouvette, | 74 |
| Figure 3.19 - Evolution typique de l'échauffement effectif d'une éprouvette durant un palier de sollicitation cyclée corrigé du gradient thermique des mors. | 75 |
| Figure 3.20 - Evolution de l'échauffement de l'éprouvette E16-90-4 pour trois paliers de contrainte moyenne..... | 76 |
| Figure 3.21 - Identification de la rupture de pente des courbes d'auto-échauffement de l'éprouvette E16-90-2, $fC = 5$ Hz, $R=0,5$, (a) échauffement stabilisé, (b) vitesse d'échauffement initiale en fonction de la contrainte maximale appliqué pour chaque palier de sollicitation cyclée. | 77 |
| Figure 3.22 - Couples de séries de données possibles pour l'estimation de la rupture de pente, sur la courbe d'auto-échauffement en échauffement stabilisé, éprouvette E16-90-2. | 78 |
| Figure 3.23 - Courbes d'auto-échauffement, éprouvette E16-90-3, $fC = 5$ Hz, $R=0,5$ | 81 |
| Figure 3.24 - Courbes d'auto-échauffement, éprouvette E16-90-4, $fC = 5$ Hz, $R=0,5$ | 81 |
| Figure 3.25 - Comparaison des courbes d'auto-échauffement pour les trois éprouvettes E16_90_2/3/4 (5 Hz, $R=0,5$). | 81 |
| Figure 3.26 - Coupes micrographiques de deux zones de l'éprouvette E16-90-5 à l'état initial, à trois paliers de sollicitation cyclée à $\sigma_{MAX} = 200$ MPa, 400 MPa et 500 MPa et de la rupture à 600 MPa. Microfissuration transverse intra-toron (flèches vertes) et décohésions inter-torons (flèches rouges). | 83 |
| Figure 3.27 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E8-90-1 ($fC = 5$ Hz, $R=0,5$). | 87 |
| Figure 3.28 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E8-90-2 ($fC = 5$ Hz, $R=0,5$). | 87 |
| Figure 3.29 - Influence du nombre de plis sur les courbes d'auto-échauffement ($fC = 5$ Hz, $R=0,5$). | 87 |
| Figure 3.30 - Images thermiques en échauffement au début et à la fin du palier qui a amené à la rupture pour les éprouvettes E8-90-1/2 ($fC = 5$ Hz, $R=0,5$). | 88 |
| Figure 3.31 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E8-0-1 ($fC = 5$ Hz, $R=0,5$). | 90 |
| Figure 3.32 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E8-0-2 ($fC = 5$ Hz, $R=0,5$). | 90 |

| | |
|--|-----|
| Figure 3.33 - Influence de l'orientation 0°-chaîne/90°-trame sur les | 90 |
| Figure 3.34 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E16-90-6 ($f_C = 10$ Hz, $R=0,5$). | 92 |
| Figure 3.35 - Courbes d'auto-échauffement pour l'éprouvette E16-90-7 ($f_C = 10$ Hz, $R=0,5$). | 92 |
| Figure 3.36 - Influence de la fréquence d'excitation sur les courbes d'auto-échauffement..... | 92 |
| Figure 3.37 - Influence de l'épaisseur sur les courbes d'auto-échauffement. | 95 |
| Figure 3.38 - Influence de l'orientation chaîne/trame sur les courbes d'auto-échauffement..... | 95 |
| Figure 3.39 - Influence de la fréquence d'excitation sur les courbes d'auto-échauffement..... | 95 |
| Figure 3.40 - Détection des événements acoustiques pointés en rouge à la contrainte à laquelle le capteur les a détectés et énergie acoustique cumulée (bleu). Epreuve E16-90-7 ($f_C = 10$ Hz, $R=0,5$). | 97 |
| Figure 3.41 - Reconstruction des boucles d'hystérésis d'un cycle, premier, 2000 ^{ième} et 4000 ^{ième} cycles du palier de contrainte moyenne 320 MPa, E16-90-4 ($f_C = 5$ Hz, $R=0,5$). | 100 |
| Figure 3.42 - Reconstruction de la courbe contrainte-déformation totale de l'essai d'auto-échauffement, éprouvette E16-90-4 ($f_C = 5$ Hz, $R=0,5$). .. | 101 |
| Figure 3.43 – Modèle d'interprétation des boucles d'hystérésis [Evans et al. 1994]. (a) Schématisation du comportement d'une fissure matricielle transverse avec décohésion associée, u est le paramètre caractérisant l'ouverture de fissure, l_d représente la longueur de la décohésion et τ est le coefficient de frottement. (b) Cycle "typique" de charge-décharge. E est le module d'Young initial, E le module "apparent" en cours de cycle et E^* le module élastique à la contrainte maximale σ_p du cycle. | 102 |
| Figure 3.44 - Interpolation des trajets de chargement et de déchargement d'une boucle d'hystérésis (bleu) par deux polynômes (en rouge et en vert). | 105 |
| Figure 3.45 - Evolution de l'aire estimée des boucles d'hystérésis des 4000 cycles du palier de contrainte moyenne 320 MPa, E16-90-4 ($f_C = 5$ Hz, $R=0,5$). | 105 |
| Figure 3.46 - Comparaison entre l'énergie mécanique dissipée par frottement et la dissipation thermique, éprouvette E16-90-4 ($f_C = 5$ Hz, $R=0,5$). | 106 |
| Figure 3.47 - Comparaison entre l'énergie mécanique dissipée par frottement et la dissipation thermique, éprouvette E16-90-6 ($f_C = 10$ Hz, $R=0,5$). | 107 |

Liste des tableaux

| | |
|--|----|
| Tableau 1.1 - Quelques propriétés mécaniques des fibres de verre et de carbone | 10 |
| Tableau 1.2 - Les deux matériaux composites étudiés | 11 |
| Tableau 1.3 - Défauts typiques d'un matériau composite | 11 |
| Tableau 2.1 - Propriétés du tissu taffetas de fibres de verre, données fournisseur | 20 |
| Tableau 2.2 - Propriétés de la résine époxy LY564 de Huntsman | 20 |
| Tableau 2.3 - Essais de traction, 4 éprouvettes | 25 |
| Tableau 2.4 - Indicateurs d'endommagement pour les deux éprouvettes sollicitées en traction interrompue. | 29 |
| Tableau 2.5 - Caractéristiques de l'excitateur piezoshaker Wilcoxon Meggit F7 | 30 |
| Tableau 2.6 - Caractéristiques de la caméra FLIR X6540sc | 33 |
| Tableau 2.7 - Caractéristiques du vibromètre Polytec OFV-505 | 33 |
| Tableau 2.8 - Fréquences des sept premiers modes de vibration des éprouvettes. | 35 |
| Tableau 2.9 - Vitesse d'échauffement estimée pour les trois éprouvettes | 40 |
| Tableau 2.10 - Indicateurs de l'état d'endommagement..... | 42 |
| Tableau 2.11 - Estimation des sources thermiques moyennes pour les trois éprouvettes..... | 53 |
| Tableau 2.12 - Comparaison entre la densité de fissures estimée par la relation proposée et la densité de fissures mesurée par microscopie optique. | 57 |
| Tableau 3.1 - Propriétés du tissu satin de 5 de fibres de carbone, données fournisseur | 66 |
| Tableau 3.2 - Propriétés de la matrice RTM6 de Hexcel | 66 |
| Tableau 3.3 - Essais réalisés pour le composite 8 plis, orientation 0° | 72 |
| Tableau 3.4 - Essais réalisés pour le composite 8 plis, orientation 90° | 72 |
| Tableau 3.5 - Essais réalisés pour le composite 16 plis, orientation 90° | 72 |
| Tableau 3.6 - Valeurs de l'échauffement final, du temps caractéristique et de la vitesse initiale estimés par la loi de Newton pour trois paliers de contrainte moyenne σ_m , éprouvette E16-90-4. | 76 |

| | |
|--|----|
| Tableau 3.7 - Détermination de la rupture de pente de l'échauffement stabilisé, courbe d'auto-échauffement de l'éprouvette E16-90-2..... | 79 |
| Tableau 3.8 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E16_90_2..... | 79 |
| Tableau 3.9 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E16-90-3. | 80 |
| Tableau 3.10 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E16-90-4. | 80 |
| Tableau 3.11 - Estimation des ruptures de pente pour l'éprouvette E8-90-1. | 87 |
| Tableau 3.12 - Estimation des ruptures de pente pour l'éprouvette E8-90-2. | 88 |
| Tableau 3.13 – Influence du nombre de plis sur les ruptures de pente. | 88 |
| Tableau 3.14 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E8-0-1..... | 91 |
| Tableau 3.15 - Estimation de la rupture de pente pour l'éprouvette E8-0-2..... | 91 |
| Tableau 3.16 - Influence de l'orientation 0°-chaîne/90°-trame sur les ruptures de pente. | 91 |
| Tableau 3.17 - Estimation des ruptures de pente pour l'éprouvette E16-90-6. | 93 |
| Tableau 3.18 - Estimation des ruptures de pente pour l'éprouvette E16-90-7. | 93 |
| Tableau 3.19 - Influence de la fréquence des cycles de sollicitation sur les ruptures de pente..... | 93 |
| Tableau 3.20 - Influence des paramètres sur les ruptures de pente. | 94 |

